HAL
open science

Relations entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile

Mihai Radu

To cite this version:

Mihai Radu. Relations entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005. Français. NNT : . tel-00159425

HAL Id: tel-00159425

https://pastel.hal.science/tel-00159425

Submitted on 3 Jul 2007

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

ECOLE DES MINES
DE PARIS

Collège doctoral

N° attribué par la bibliothèque

THÈSE

pour obtenir le grade de

Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Paris

Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

présentée et soutenue publiquement par

Mihai RADU

le 21 juillet 2005

Relations entre la Microstructure et le Comportement Mécanique des Aciers TRIP pour Application Automobile

---

Directeurs de thèse : Anne-Françoise GOURGUES et André PINEAU

Jury :

Mme. Brigitte BACROIX, Université Paris 13	Présidente
M. René BILLARDON, Université Paris 6	Rapporteur
M. Thomas PARDOEN, Université Catholique de Louvain	Rapporteur
Mme. Florence LE STRAT, Renault	Examinateur
M. Jean-François BEAUDOIN, Renault	Invité
M. Eric VAILLANT, Renault	Invité
Mme. Anne-Françoise GOURGUES, École des Mines de Paris	Examinateur
M. André PINEAU, École des Mines de Paris	Examinateur

Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'École des Mines de Paris, B.P. 87, 91003 Evry Cedex

Le doute est notre passion, et la passion est notre tâche

Vous avez tout pour réussir, y compris les courbes d'écrouissage... Alors, lissez un peu !

Magister Ludi

Comment devenir un magicien philosophe[1]

Une ancienne légende taoïste raconte l'histoire d'un fermier qui vivait dans un pauvre village reculé. Les gens le trouvaient fortuné car il possédait un cheval qu'il utilisait pour les labours et le transport. Un jour, son cheval s'est enfui. Tous les voisins ont déploré le désastre que cela représentait, mais le fermier s'est contenté de dire : "*peut-être*". Quelques jours plus tard, le cheval est revenu, ramenant avec lui deux chevaux sauvages.
Les voisins se sont réjouis de cette bonne fortune, et le fermier s'est encore contenté de dire : "*peut-être*". Le lendemain, le fils du fermier a essayé de monter sur l'un des chevaux sauvages ; celui-ci l'a projeté au sol et lui a cassé la jambe. Les voisins ont tous exprimé leurs condoléances face à ce mauvais sort, mais le fermier
s'est à nouveau contenté de dire : "*peut-être*". La semaine suivante, des soldats sont venus enrôler de force les jeunes du village. Ils ont rejeté le fils du fermier à cause de sa jambe cassée. Quand les voisins lui ont dit quelle chance il avait, le fermier s'est contenté de dire : "*peut-être*".

Il était une fois un jeune prince qui croyait en tout, à l'exception de trois choses. Il ne croyait pas aux princesses, il ne croyait pas aux îles, il ne croyait pas en Dieu. Son père, le roi, lui avait dit que tout cela n'existait pas. Un jour, le prince s'enfuit de son château et partit pour le pays voisin. Là, à sa stupéfaction, de la côte où il se trouvait, il vit des îles, et sur ces îles, d'étranges et troublantes créatures qu'il hésitait à nommer. Alors qu'il était à la recherche d'un bateau, un homme vêtu
d'une grande robe s'approcha de lui sur la grève. "- *Est-ce que ces îles sont réelles ?*" demanda le jeune prince. "- *Bien sûr que ce sont des îles réelles*", répondit l'homme vêtu de la robe. "- *Et ces créatures étranges et troublantes ? - Ce sont toutes d'authentiques princesses bien réelles. - Alors Dieu doit aussi exister !*" s'écria le jeune prince. "- *Je suis Dieu*", répliqua l'homme vêtu de la robe en s'inclinant pour saluer. Le jeune homme retourna chez lui aussi rapidement qu'il put. "- *Ainsi, te voilà de retour ?*" dit le roi son père. "- *J'ai vu des îles, j'ai vu des princesses, j'ai vu Dieu*", lui dit le prince d'un ton plein de reproches. Le roi demeura impassible. "- *Il n'y a pas d'îles réelles, pas plus que de princesses ou de vrai Dieu. - Je les ai vus. - Dis-moi comment Dieu était habillé. - Dieu était vêtu d'une grande robe. - Est-ce que ses manches étaient retroussées ?*" Le prince se souvint qu'elles l'étaient. Le roi sourit. "- *C'est la tenue d'un magicien. Tu as été trompé*". À ces mots, le prince repartit dans le pays voisin, revint sur la même plage où, de nouveau, il trouva l'homme vêtu de sa longue robe. "- *Mon père le roi m'a dit qui vous êtes*", dit le prince avec indignation. "- *Vous m'avez trompé la première fois, mais vous ne m'aurez pas cette fois-ci. Maintenant, je sais que ces îles que l'on voit ne sont pas réelles et ces princesses non plus, car vous êtes un magicien*". L'homme de la plage sourit. "- *C'est toi qui a été trompé, mon garçon. Dans le royaume de ton père, il y a de nombreuses îles et de nombreuses princesses, mais tu es sous l'influence d'un sort qu'il t'a jeté, et tu ne peux pas les voir*". Pensif, le prince retourna chez lui. Quand il vit son père, il le regarda dans les yeux. "- *Père, est-ce vrai que vous n'êtes pas un vrai roi, mais seulement un magicien ?*" Le roi sourit et retroussa ses manches. "- *Oui, mon fils, je ne suis qu'un magicien. - Alors, l'homme sur l'autre rivage était Dieu ! - L'homme de l'autre rivage était un autre magicien. - Je dois connaître la vérité, la vérité qui est derrière la magie. - Il n'y a pas de vérité au-delà de la magie*", dit le roi. Le prince était plein de tristesse. Il dit : "- *Je vais me tuer*". Usant de la magie, le roi fit apparaître la mort. Elle se tenait dans l'embrasure de la porte et fit signe au prince. Le prince frissonna. Il se souvint de ces îles superbes bien qu'irréelles, et de ces princesses, irréelles peut-être mais superbes. "- *Très bien*", dit-il, "*je crois que j'ai compris la leçon. - Tu vois, mon fils*", dit le roi, "*tu es en train de devenir un magicien*".

[1] ou l'inverse

GLOSSA

Vreme trece, vreme vine,
Toate-s vechi si noua toate ;
Ce e rau si ce e bine
Tu te 'ntreaba si socoate ;
Nu spera si nu ai teama,
Ce e val, ca valul trece ;
De te' ndeamna, de te chiama,
Tu ramai la toate rece.

Multe trec pe dinainte,
In auz ne suna multe,
Cine tine toate minte
Si ar sta sa le asculte ? ...
Tu aseaza-te de-o parte,
Regasindu-te pe tine,
Cand cu sgomote desarte
Vreme trece, vreme vine.

Nici incline a ei limba
Recea cumpan' a gandirii
Inspre clipa ce se schimba
Pentru masca fericirii,
Ce din moartea ei se naste
Si o clipa tine poate ;
Pentru cine o cunoaste
Toate-s vechi si noua toate.
Privitor ca la teatru
Tu in lume sa te 'nchipui :
Joace unul si pe patru
Totus' tu ghici-vei chipu-i ;
Si de plange, de se cearta,
Tu in colt petreci in tine
Si 'ntelegi din a lor arta
Ce e rau si ce e bine.

Viitorul si trecutul
Sunt a filei doua fete,
Vede 'n capat inceputul
Cine stie sa le 'nvete ;
Tot ce-a fost ori o sa fie
In prezent le-avem pe toate,
Dar de-a lor zadarnicie
Te intreaba si socoate.

Caci acelorasi mijloace
Se supun cate exista,
Si de mii de ani incoace
Lumea-i vesela si trista ;
Alte masti, aceeasi piesa,
Alte guri, aceeasi gama,
Amagit atat de-adese
Nu spera si nu ai teama.

Nu spera cand vezi miseii
La izbanda facand punte,
Te-or intrece nataraii,
De ai fi cu stea in frunte ;
Teama n-ai, cata-vor iarasi
Intre dansii sa se plece,
Nu te prinde lor tovaras :
Ce e val, ca valul trece.

Cu un cantec de sirena,
Lumea 'ntinde lucii mreje ;
Ca sa schimbe actori 'n scena,
Te momeste in varteje ;
Tu pe-alaturi te strecoara,
Nu baga nici chiar de seama,
Din cararea ta afara
De te 'ndeamna, de te chiama.

De te-ating, sa feri in laturi,
De hulesc, sa taci din gura ;
Ce mai vrei cu-a tale sfaturi,
Daca stii a lor masura ;
Zica toti ce vor sa zica,
Treaca 'n lume cine-o trece ;
Ca sa nu 'ndragesti nimica,
Tu ramai la toate rece.

Tu ramai la toate rece,
De te 'ndeamna, de te chiama ;
Ce e val, ca valul trece,
Nu spera si nu ai teama ;
Te intreaba si socoate
Ce e rau si ce e bine ;
Toate-s vechi si noua toate :
Vreme trece, vreme vine.

Avant propos

Le moment étant venu de tirer ma révérence et de quitter la scène, je tiens à remercier les quelques personnes à côté desquelles j'ai accompli un bout de mon chemin.

Tout d'abord, je tiens à remercier les responsables du Centre des Matériaux pour m'avoir accueilli pendant ces trois années.

Merci aux membres du jury d'avoir bien voulu lire mon manuscrit de thèse et en particulier à Mme. Brigitte BACROIX d'avoir accepté d'en être la présidente de ce jury.

"- Comment oublier les doux moments de rêve d'étranges et troublantes créatures sur des belles îles au soleil, moments bien (trop) souvent interrompus pour être entraîné vers l'infernale machine de dosage magnétique (continu) qui ne fait qu'à sa tête et son "potar" qui n'a rien à envier à la goutelette chinoise et qui m'a traumatisé à vie ?", se demandait un jeune écrivain du siècle dernier dont je ne me souviens plus le nom. *"- En étant philosophe"*, s'est-il dit. Et puis, quand au-delà de toute attente, le bazar qu'il avait construit s'est mis à fonctionner (grâce à un bon coup de pied), une idée d'infidèle lui passa par la tête et avec un sourire rageur, il pensa : *"- Ch'uis pas la moitié d'un magicien, moi !"* La descente en enfer venait juste de commencer.

Je commence ce passage en remerciant à celui dont les connaissances et la rigueur m'ont énormement aidé et motivé dans les moments difficiles et dont l'érudition provoque la joie et l'enrichissement de tous ceux qui savent écouter. Je suis très fier de me compter parmi les thésards qui ont eu la chance de l'avoir comme directeur de thèse. Merci donc à André Pineau. Et merci d'avoir fait preuve, avec Anne-Françoise, d'une immense patience envers moi, ainsi que pour la grande liberté que vous m'avez accordé tout au long de ma thèse.

Merci également à Anne-Françoise pour toute son efficacité et ses conseils toujours très pertinents, pour sa gentillesse et sa joie de vivre. Je pense que si tu es arrivée au bout avec une tête de mule comme moi, tu pourrais désormais encadrer n'importe quel autre thésard faisant partie de la classe des têtus.

Merci à Jo Valy pour avoir eu la ténacité de travailler avec moi. C'est grâce à lui et à Michel Rousselot que la manip de dosage magnétique a pu voir le jour et fonctionner correctement.

Merci à Gérard Brabant qui m'a beaucoup aidé à mes débuts et qui m'a appris à dompter la Zwick et l'Instron.

Ensuite il y a les amis du Centre à côté de qui j'ai appris bien des choses. Parmi eux, la chère Alexandra qui a beaucoup souffert dans le B107 et qui a reussi à lisser (un peu) mon caractère. Sa patience envers moi a été exemplaire, aussi bien pour faire semblant d'écouter mes discours, que pour son soutien très maternel qui me manquait probablement assez souvent. Merci Alexou.

Et la liste est longue tant du côté des jeunes du bocal que du côté des vieux jeunes de l'atelier. Du côté du bocal merci à Jérôme pour son amitié (en fait, tu dois travailler ton), à Julie et Frank pour leur sympathie, à Bruno pour avoir été quelque temps l'excellent prof de saxo d'un bien mauvais élève. Mention spéciale aux deux excellents copains, Vincent et Djillali - quoi dire : les samedi qu'on a passé au labo avec Vincent à s'encourager dans les moments où nos cœurs souffraient ou, dans la même gamme, pour démonter le carbu' de sa 205 et les discussions passionnées sur les films, le sport et la condition des imigrés en France que j'ai eues avec Djillali sont des moments inoubliables. Merci à tous les deux, même si toi, Djillali, tu m'as souvent pris la tête avec Marlon Brando, que je trouve nul.

Merci aussi à tous les joueurs de ping-pong, bons et moins bons, comme Stéphanie, Gérard Frot, Anne-So, Cindy et toute la clique avec qui j'ai passé des moments très sympa.

Comment oublier Frédéric, qui, même s'il est déjà parti du Centre, m'a beaucoup manqué cette dernière année. Son intélligence et sa disponibilité m'ont servi d'exemple et ses conseils de gourou en C++ ou pour la gestion de la navette m'ont souvent dépanné.

Et puis, il y a l'atelier. Un aimant doit être caché quelque part là-bas, car tout au long de ma thèse j'y été attiré. Ou alors serait-ce par des gens comme Jojo qui m'a appris maintes choses sur la moto, mais aussi bien de travailler au tour et dont la disponibilité et le soutien de tous les instants me fait chaud au cœur. Ou peut-être par des gens comme Jean-Louis et la passion commune qu'on a pour la musique. Ou par une petite soif que Cristophe, le roi de la clope explosive, a toujours de quoi la satisfaire. Sûrement aussi par des passionnés de l'aviation, comme James, ou de la moto, comme Frankie et sa brouette qui a toujours du mal à avancer. Ces moments où je me sentais des votres et j'apprennais des choses à vos côtés, sont ceux qui m'ont fait le plus plaisir et qui m'ont apporté le plus sur le plan humain.

Merci aux gens de Belgique, Pascal Jacques, Thomas Pardœn, Quentin Furnémont et Yves Bertholet, des TRIP-istes convaincus pour certains d'entre eux, de m'avoir permis d'utiliser leur moyens de mesure, ce qui m'a aussi permis de connaître l'exquise ville universitaire qu'est Louvain et ses très belles filles.

Merci également aux gens du laboratoire Leon Brillouin du CEA Saclay, Monica Ceretti et Gilles André, dont l'aide très précieuse a permis la réalisation des mesures par diffraction de neutrons.

Du côté de l'entreprise, mes pensées vont à Florence Le Strat et à Jean-Claude Le Flour qui m'ont permis de faire cette thèse avec Renault. Merci en particulier à Florence pour s'être occupé de moi, toujours avec beaucoup de gentillesse et un grand sourire. Si je reste dans la boîte, j'espère pouvoir un jour faire du plannor avec Jean-François Beaudoin que j'apprecie énormément aussi bien pour ses qualités humaines que professionnelles. Merci également à Stéphane Godéreaux et à Eric Vaillant pour avoir suivi le déroulement de ma thèse.

Je tiens à remercier tout particulièrement à David Boudoux pour son aide technique et pour son amitié, même si c'est un faux motard. Egalement, merci à Christophe Grolleron, Olivier Foliot, Gilles Le-Bot et Patrick Turmel pour leur disponibilité et leur conseils de vieux renards chez Renault et pour avoir facilité la réalisation des essais mécaniques.

Merci aussi à toute ma famille qui m'a énormement manqué et sans qui rien ne serait arrivé. Merci à ma mère, qui tout au long de ces années a beaucoup pensé à moi et souvent, s'est fait des soucis pour moi.

J'ai l'impression d'oublier quelqu'un. Arghhh, oui... Les mots ne suffisent pas et dire merci ce n'est pas assez pour exprimer la gratitude et l'amour que j'ai envers ma sœur et mon beau-frère, le Schmountz. Sans eux, sans leur soutien et leur amour, l'accomplissement de cette thèse, ainsi que ma vie en France tout court auraient été impossibles.

Pour finir, merci à ceux que j'ai oublié et merci à moi-même d'avoir trouvé les ressources et la patience, souvent mise à rude épreuve, pour bien mener au bout ce projet.

PS – Merci à DUCAT' d'avoir conçu la trotinette dont le moteur rend l'âme plus vite que son ombre, mais dont le plaisir de la chevaucher n'a d'égal que la sensation de liberté qu'elle procure quand on roule avec.

Notations

Paramètres mécaniques et microstructuraux

σ_y [MPa]	limite d'élasticité en traction
σ_y^γ [MPa]	limite d'élasticité en traction de l'austénite
σ_y^α [MPa]	limite d'élasticité en traction de la ferrite
σ_{eq} [MPa]	contrainte équivalente au sens de Von Misès
σ_m [MPa]	pression hydrostatique
$Rp_{0.2}$ [MPa]	limite d'élasticité conventionnelle à 0.2 % de déformation plastique
Rm [MPa]	résistance maximale à la traction
$\tau = \sigma_m/\sigma_{eq}$	taux de triaxialité des contraintes
ε_h [%]	déformation homogène
ε_r [%]	déformation à la rupture
ε_{eq} [%]	déformation équivalente au sens de Von Misès
ε_{eq}^p [%]	déformation plastique équivalente au sens de Von Misès
α	ferrite
α'	martensite
α_b	bainite
γ	austénite
γ_r	austénite résiduelle
f_{γ_0} [%]	fraction volumique initiale d'austénite résiduelle
f_γ [%]	fraction volumique d'austénite résiduelle
c_c [wt%]	teneur en carbone de l'alliage
c_{γ_0} [wt%]	teneur initiale en carbone de l'austénite résiduelle
c_{γ_r} [wt%]	teneur en carbone de l'austénite résiduelle
c_γ [wt%]	teneur en carbone de l'austénite
a_γ [nm]	paramètre de maille de l'austénite
a_{γ_r} [nm]	paramètre de maille de l'austénite résiduelle
a_α [nm]	paramètre de maille de la ferrite
$a_{\alpha'}$, $c_{\alpha'}$ [nm]	paramètres de maille de la martensite
n	coefficient d'écrouissage
μ [MPa]	module d'élasticité en cisaillement
ν	coefficient de Poisson

Paramètres thermodynamiques et métallurgiques

Ac_1, Ac_3 [°C]	températures de début et de fin de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ au chauffage
Ae_1, Ae_3 [°C]	températures à l'équilibre de début et de fin de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$
Ar_1, Ar_3 [°C]	températures de début et de fin de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ au refroidissement
M_s [°C]	*m*artensite *s*tart, température du début de la transformation martensitique
M_f [°C]	*m*artensite *f*inish, température de fin de la transformation martensitique
M_d [°C]	la transformation martensitique (SIM) n'a plus lieu au-delà de cette température
M_s^σ [°C]	température de passage d'un mécanisme de transformation à l'autre (SIM $\leftrightarrow$ SAM)
T_0 [°C]	température t.q. α et γ de même composition chimique ont la même enthalpie libre
Q [kJ/mol]	énergie apparente d'activation
R [kJ/mol]	constante des gaz parfaits
Tnr [°C]	température de fin de la recrystallisation de l'austénite (no-recrystallisation temperature)
ρ [kg·m^{-3}]	masse spécifique
c [J·kg^{-1}·K^{-1}]	chaleur spécifique

Abréviations

DP	*d*ual *p*hase
HSLA	*h*igh *s*trength *l*ow *a*lloy
MEB	*m*icroscopie *é*lectronique à *b*alayage
MET	*m*icroscopie *é*lectronique en *t*ransmission
SAM	*s*tress *a*ssisted *m*artensite
SEO	*s*pectroscopie par *e*mission *o*ptique
SEM	*s*econdary *e*lectron *m*icroscopy
SIM	*s*train *i*nduced *m*artensite
THLE	*t*rès *h*aute *l*imite d'*é*lasticité
TRIP	*t*ransformation *i*nduced *p*lasticity
ULSAB	*u*ltra *l*ight *s*teel *a*uto *b*ody

Table des matières

Introduction **1**

Chapitre I – Bibliographie **7**
1 – Émergence des aciers multiphasés 9
2 – Métallurgie des aciers TRIP 12
2.1 – La transformation bainitique 12
2.2 – Élaboration des aciers TRIP 16
2.3 – Rôle de l'austénite résiduelle 18
2.4 – Rôle des éléments d'addition 22
2.5 – Influence des paramètres d'élaboration sur la microstructure et les propriétés mécaniques 27
3 – La transformation martensitique 41
3.1 – Cristallographie de la transformation martensitique 41
3.2 – Activation mécanique de la transformation martensitique 43
3.3 – Mécanismes de germination et de transformation 46
3.4 – Plasticité de transformation 47
3.5 – Stabilité de l'austénite résiduelle 49
4 – Conclusion 55
5 – Objectifs de l'étude et démarche adoptée 55

Chapitre II – Caractérisations microstructurales et mécaniques du TRIP 800 **57**
1 – Composition, microstructure et propriétés des phases 59
1.1 – Composition chimique 59
1.2 – Caractérisation de la microstructure 59
1.3 – Eléments d'addition. Ségrégation 67
1.4 – Nanodureté des phases 69
1.5 – Faciès de rupture 73
2 – Caractérisation du comportement mécanique 75
2.1 – Influence du trajet de chargement 75
2.2 – Critère isotrope d'écoulement plastique 81
2.3 – Influence de la température 83
2.4 – Effet de la vitesse de sollicitation 85
2.5 – Bake hardening 91
3 – Autres aspects 99
3.1 Soudabilité des aciers revêtus 100
3.2 Tenue en fatigue des aciers TRIP 105
3.3 Mécanismes d'endommagement 105
4 – Conclusion 107

Chapitre III – Étude de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ induite par la déformation 109
1 – Transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$: les méthodes de mesure 111
2 – Dosage magnétique de l'austénite résiduelle 113
2.1 – Méthode statique des mesures interrompues 117
2.2 – Dosage magnétique en continu 117
3 – Influence de l'état de contrainte et de la température sur la transformation 125
3.1 – Suivi in-situ de la transformation 125
3.2 – Stabilité mécanique et thermique de l'austénite résiduelle 129
3.3 – Bake hardening : influence sur la stabilité de l'austénite résiduelle 131
4 – Lois de transformation 133
4.1 – Bibliographie 133
4.2 – Un modèle à base thermodynamique 136
4.3 – Loi phénoménologique de transformation pour l'acier TRIP 800 139
5 – Conclusion 141

Chapitre IV – Modélisation du comportement 3D de l'acier 142
1 – Bibliographie 144
1.1 – Plasticité de transformation 144
1.2 – Modèles de comportement isothermes 146
1.3 – Conclusion 150
2 – Application à l'acier TRIP 800 152
2.1 – Le comportement des phases 152
2.2 – La loi des mélanges 167
2.3 – Résultats et discussion 168
3 – Conclusion 172

Chapitre V – Simulation numérique de la mise en forme 173
1 – Modèles de comportement 175
1.1 – Critère de Von Misès et loi des mélanges 176
1.2 – Modèle de Lemaître et Chaboche 178
2 – Validation des résultats expérimentaux 181
2.1 – L'emboutissage avec l'outil en croix 181
2.2 – Comparaison essais expérimentaux – simulation numérique 188
3 – Conclusion 197

Conclusion et perspectives 198

Annexe A – Techniques expérimentales 201
A.1 – Prélèvement des échantillons 202
A.2 – Protocole des attaques chimiques 203

Annexe B – Caractérisation du comportement mécanique 204
B.1 – Propriétés en traction simple 205
B.1.1 – Géométrie des éprouvettes et conditions d'essai 205
B.1.2 – Résultats et discussion 205
B.2 – Propriétés en traction plane 207
B.2.1 – Géométrie des éprouvettes 207
B.2.2 – Résultats et discussion 207
B.2.3 – Contrainte et déformation équivalentes de Von Misès 207
B.3 – Propriétés en cisaillement 209
B.3.1 – Géométrie des éprouvettes 209
B.3.2 – Remarques 209

B.3.3 – Contrainte et déformation équivalentes de Von Misès 210
B.4 – L'expansion équibiaxiale. Emboutis Marciniak 211
B.4.1 – Flans d'emboutissage et moyen d'essai 211
B.4.2 – Mesure de l'échauffement en fin d'essai 211
B.4.3 – Calcul de la déformation dans le fond plat de l'embouti 211
B.4.4 – Déformation équivalente de Von Misès 212
B.5 – Comportement dynamique du matériau 215
B.5.1 – Géométrie des éprouvettes 215
B.5.2 – Résultats et discussion 216
B.5.3 – Mesures par thermographie infrarouge 216
B.6 – Bake hardening 219
B.6.1 – Étude du bake hardening. Compléments 219
B.6.2 – Mesures de dilatométrie 219

Annexe C – Dosage magnétique **222**

Annexe D – Emboutissage en croix **229**

Bibliographie **231**

Liste des tableaux

1 Données caractéristiques des relations d'orientation usuelles entre les réseaux CFC et CC lors d'une transformation à l'état solide . . . 42
2 Plans d'habitat de la martensite et de la bainite, d'après Quidort [Qui99] . . . 43
3 Compositions chimiques des aciers TRIP considérés [Jac98] . . . 52
4 Fractions volumiques des différentes phases de la microstructure des aciers HSi et LSi et teneur en carbone c_{γ_r} de l'austénite résiduelle [Jac98] . . . 52
5 Composition chimique de l'acier TRIP 800 (%wt pondéré) . . . 59
6 Teneur initiale en austénite résiduelle de l'acier TRIP 800, mesures par diffraction des rayons X 67
7 Dureté des différentes phases de la microstructure TRIP mesurée lors des essais de nanoindentation 71
8 Caractéristiques mécaniques de l'acier suivant le mode de sollicitation (nm : non mesuré) . . . 81
9 Évolution des propriétés mécaniques de l'acier TRIP 800 avec la température de sollicitation . 85
10 Influence de la vitesse de sollicitation sur les caractéristiques mécaniques à 20 °C . . . 86
11 Résultats des essais de traction simple avec traitement thermique de BH, prédéformation à 25 °C 93
12 Résultats des essais de traction simple avec traitement thermique de BH, prédéformation à 75 °C 93
13 Résultats des essais de traction plane avec traitement thermique de BH, prédéformation à 25 °C 93
14 Résultats des essais de cisaillement monotone avec BH, prédéformation à 25 °C . . . 93
15 Résultats de la campagne d'essais de traction simple avec et sans BH, $\varepsilon_{predef} \approx 15$ % à 75 °C . 93
16 Conditions de soudage selon la norme AFNOR A87-001 standard en comparaison avec celles préconisées par le cycle optimisé [CKTM02] . . . 102
17 Dimensions (en mm) des bobines de mesure utilisées pour le dosage statique (C_1) et pour le dosage continu (C_2) . . . 115
18 Paramètres de la loi de transformation phénoménologique. C est exprimé en K et Q en kJ/mol 139
19 Valeurs des modules d'Young, des limites d'élasticité (σ_y et $Rp_{0.2}$) et des paramètres de la loi de Ludwick pour l'austénite résiduelle (γ_r) et pour la ferrite (α) . . . 161
20 Valeurs des modules d'Young, des limites d'élasticité et des paramètres de la loi de Ludwick pour l'austénite résiduelle (γ_r), pour la ferrite (α) et pour la martensite (α') selon Furnémont [Fur03] 161
21 Valeurs initiales des paramètres utilisés par le programme de simulation pour approcher le comportement de l'acier (et des trois phases de la microstructure) en traction simple. Le module d'Young de l'acier vaut $E = 210$ GPa et le coefficient de Poisson vaut $\nu = 0.3$; μ^* est le module d'écrouissage du milieu homogénéisé, $\mu^* = 160$ GPa ; δ représente la variation relative de volume associée à la transformation de phase, $\delta = 0.01$ . . . 165
22 Valeurs des limites d'élasticité (σ_y et $Rp_{0.2}$) et des paramètres de la loi de Ludwick pour l'austénite résiduelle (γ_r) et pour la ferrite (α) . . . 176
23 Paramètres du modèle mixte de Lemaître et Chaboche (σ_y, X_{ii}, C_0 et R_{sat} sont exprimés en MPa) 179
24 Paramètres de la presse utilisée pour la réalisation des essais d'emboutissage en croix . . . 181
25 Taille limite des flans emboutis, selon le type de lubrifiant utilisé lors de la mise en forme. La grille diminue la taille limite de flan d'environ 5-10 mm . . . 185
26 Résultats des mesures de la diagonale (Diag.) et de l'avalement (Av.) correspondant aux flans de taille limite, SL = sens long, ST = sens travers . . . 185
27 Campagne d'essais de traction simple . . . 205
28 Campagne d'essais de traction plane . . . 207
29 Nombre d'éprouvettes testées lors de la campagne d'essais de cisaillement . . . 209

30 Campagne d'emboutissage avec l'outil Marciniak, flans d'expansion équibiaxiale 211
31 Prélèvement de la température au centre du fond plat des emboutis après l'essai d'emboutissage 211
32 Conditions d'essai pour la campagne TGV 216
33 Résultats des essais de traction simple avec et sans traitement thermique de BH 219
34 Caractéristiques mécaniques en traction simple, à la température ambiante : acier TRIP 800 vs. acier "dual phase" 223
35 Évolution des propriétés mécaniques de l'acier "dual phase" en fonction de la température de l'essai 223

Table des figures

1 Évolution des théories liées à la transformation martensitique [Coh62] 2
2 Cartes de sélection des aciers dans une automobile selon les projets ULSAB et ULSAB-AVC [Ble02] 3
3 (a) et (b) Résultats des essais d'emboutissage avec un poinçon sphérique (LDH="limiting dome height", grandeur représentant la profondeur d'emboutissage maximale du matériau suivant le type de poinçon utilisé) [TYH02] ; (c) Illustration de la relation entre la contrainte statique (considérée à 5 % de déformation) et l'énergie absorbée pour plusieurs classes d'aciers [TYH02] 4
4 Répartition des aciers à très haute limite d'élasticité (THLE) dans la caisse assemblée [Fur03] . 5
5 Caractéristiques mécaniques des aciers suivant le mécanisme de durcissement. F=ferrite, B=bainite, M=martensite [Fur03] 9
6 Évolution des propriétés mécaniques – (a) limite d'élasticité, résistance mécanique et (b) allongement homogène – en fonction de la quantité de martensite dans un acier DP [SM79] . . 10
7 Comparaison des propiétés mécaniques de différentes classes d'alliages métalliques [Ble02] . . . 11
8 Illustration du développement d'un agrégat bainitique [Bha92] 13
9 Schéma de formation de la bainite supérieure et de la bainite inférieure [Bha92] 14
10 Explication de l'origine de la courbe T_0 sur un diagramme de phase en considérant les énergies libres de la ferrite et de l'austénite [Bha92] 16
11 Cycles thermiques et microstructure (a) des aciers Dual Phase et (b) des aciers TRIP. F=ferrite, A=austénite, B=bainite, M=martensite 17
12 Processus de fabrication des aciers TRIP [SIK+95] 17
13 Formation de la microstructure de l'acier au cours du cycle thermique. α=ferrite, γ=austénite, γ_r=austénite résiduelle, α_b=bainite [OBH02] 18
14 Caractérisation de la microstructure des aciers multiphasés [Ble02] 19
15 (a) Contrainte σ_c et taux d'écrouissage τ_c en fonction de la déformation pour un acier DP avec 70 % de ferrite, 20 % de martensite et 10 % d'austénite résiduelle avec différentes stabilités [SGT85] ; (b) Représentation du produit $\sigma_{TS} \cdot \varepsilon_h$ (isovaleurs à 10000 et 15000 MPa%, σ_{TS} représente la valeur vraie de Rm) avec indication de la microstructure. F=ferrite, A=austénite, B=bainite, M=martensite [JCH+98] 19
16 Caractéristiques mécaniques des phases constituant la microstructure des aciers [Ble02] 20
17 (a) Variation du coefficient d'écrouissage pour un acier TRIP 700 et pour un acier DP ; (b) Comparaison des propriétés mécaniques statiques (σ_y, Rm) d'un acier TRIP à celles d'un acier DP [Ble02] 20
18 Variation des propriétés mécaniques avec la teneur initiale en austénite résiduelle [AH95] . . . 21
19 Micrographie MEB de la microstructure typique d'un acier TRIP. F=ferrite, A=austénite résiduelle, B=bainite [JPH02] 21
20 Compositions chimiques typiques des aciers TRIP (inoxydables et faiblement alliés) et des aciers DP (en wt%) [Ble02] 22
21 Évolution des propriétés mécaniques en fonction de la teneur en azote pour un acier TRIP 0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.04Al (wt%) [BPK+02] 24
22 (a) Corrélation entre l'austénite résiduelle et l'allongement réparti pour différentes teneurs en niobium [Ble02] ; (b) Évolution de la taille de grain ferritique et (c) des propriétés mécaniques en fonction de la teneur en niobium pour un acier TRIP 0.2C-1.4Mn-0.5Si-0.75Al-0.04P (wt%) [OBH02] 25

23 Durcissement par précipitation des particules Cu_ε dans un grain ferritique, micrographie MET [LHS02] . . . 26
24 Illustration de l'influence des éléments d'addition sur les paramètres du cycle thermomécanique des aciers TRIP [Ble02] . . . 27
25 Influence des éléments d'addition sur les caractéristiques microstructurales et mécaniques des aciers TRIP [Ble02] . . . 27
26 Schéma des différentes étapes du processus de laminage à chaud ou à froid [Ble02] . . . 27
27 Processus thermomécanique utilisé pour la fabrication d'un acier DP par coulée continue [SNHL98] 28
28 (a) Cycle thermomécanique ; (b) Influence du taux de réduction R sur la fraction volumique initiale d'austénite (f_{γ_0}) et sur la teneur initiale de carbone dans l'austénite (c_{γ_0}) [SHHI03] . . 29
29 Influence du procédé thermomécanique (a) sur l'évolution de la taille de grain (b) [BA99] . . . 29
30 Représentation de la transformation de phase pendant le traitement thermomécanique [BA99] . 30
31 (a) Schéma du traitement thermomécanique ; (b) Évolution du coefficient d'écrouissage pour différentes déformations dans la région intercritique [GJD00] . . . 31
32 Comparaison des méthodes de laminage à chaud et de laminage à froid [Ble02] . . . 31
33 (a) Évolution du paramètre de maille de l'austénite et de sa fraction volumique pendant un maintien à 750 °C [HHCP02] ; (b) Évolution du paramètre de maille de l'austénite pour un maintien d'une heure à la température indiquée [HHCP02] . . . 32
34 (a) Variation de la concentration du carbone dans l'austénite et (b) évolution de la fraction volumique de l'austénite avec la température du maintien intercritiques. Comparaison des mesures expérimentales (temps de maintien 1 heure) avec les résultats des simulations avec ThermoCalc [HHCP02] . . . 33
35 Évolution de la teneur en ferrite et en perlite lors du refroidissement à 400 °C. Les traits pleins représentent les résultats du calcul. α=ferrite, P=perlite [MTON96] . . . 33
36 Enrichissement en carbone de l'austénite pour différentes vitesses de refroidissement [MTON96] 34
37 Schéma du processus de formation de la bainite dans les aciers TRIP [Jac98] . . . 35
38 (a) Diffusivité du carbone (obtenue par calcul) dans l'austénite intercritique (dont la composition chimique initiale est connue) en fonction de la température pour deux aciers TRIP de compositions chimiques différentes [Jac98] ; (b) Évolution de la fraction volumique de bainite dans un acier TRIP 0.16C-1.30Mn-0.38Si pour différentes températures du maintien isotherme (mesures de dilatomètrie) [JGC+99] . . . 35
39 (a) Illustration schématique de la microstructure de la bainite [ZBO04] ; (b) Morphologie de la bainite α_b qui s'est formée à partir d'un grain d'austénite résiduelle γ_r lors du maintien isotherme, micrographie MEB [Jac98] . . . 36
40 Images MET : (a) grain d'austénite partiellement transformé en bainite lors d'un maintien à 375 °C. La bainite est constitué d'un empilement de lattes adjacentes [GJR+99] ; (b) arrangement des lattes bainitiques et de l'austénite résiduelle après un maintien isotherme à 375 °C pendant 4 minutes [JHD02] . . . 36
41 Évolution de la teneur en bainite lors d'un maintien à 300, 350 et 450 °C - courbes corespondant à un mécanisme diffusionnel (trait continu) et à un mécanisme displacif (trait en pointillé) [MTON96] 37
42 (a) Courbe T_0 donnant la teneur maximale du carbone dans l'austénite en fonction de la température pour un acier TRIP 0.29C-1.42Mn-1.41Si-0.04Al [JHD02] ; (b) Carte de l'évolution de la microstructure en fonction du temps de maintien dans la région bainitique à 375 °C. Les paramètres du recuit intercritique sont 4 minutes à 750 °C [JHD02] . . . 38
43 Schéma d'un nouveau traitement thermomécanique [LNH+99] . . . 39
44 Transformation de Bain montrant la façon dont la martensite se forme à partir de l'austénite [BD24] . . . 41
45 Illustration schématique des enthalpies libres de l'austénite et de la martensite en fonction de la température . . . 45
46 Illustration schématique montrant l'évolution de la contrainte critique de formation de la martensite en fonction de la température [Ble02] . . . 45

47 Micrographie MET montrant les dislocations générées par la transformation martensitique (SIM) dans les grains de ferrite situés à proximité de l'ancien grain de l'austénite résiduelle [JFPD00] . 48
48 (a) Effet de la température sur les propriétés mécaniques pour trois aciers fortement alliés contenant de l'austénite métastable [TW92] ; (b) Variation avec la déformation de la teneur en austénite résiduelle, pour plusieurs températures de sollicitation, dans un acier Dual Phase 0.12C-1.4Mn-0.5Si-0.06V [Sac83] 50
49 (a) Détermination de la température M_s^σ pour un acier TRIP multiphasé [KVH00] ; (b) Illustration de la relation entre la température M_d^{30} et l'allongement A pour un acier inoxydable instable (n représente le nombre d'essais de traction) [Ble02] 50
50 Taux de transformation de l'austénite en fonction de sa teneur en carbone pour les deux aciers HSi et LSI. La ligne continue représente l'interpolation des résultats correspondant aux trois matériaux HSi (même composition chimique), le trait en pointillés correspond à l'interpolation des résultats obtenus sur les trois matériaux HSi et sur le matériau LSi IV (même nature des phases ferritiques). L'interpolation utilise la loi de transformation donnée par $\frac{f_\gamma - f_{\gamma,\varepsilon_h}}{f_{\gamma_0} - f_{\gamma,\varepsilon_h}} = k \cdot e^{-n \cdot \varepsilon}$, avec k et n constantes [Jac98] 52
51 (a) Variation de la température M_s avec la teneur en carbone dans un alliage Fe-C-1.5Mn-1.5Si ; (b) Températures M_s de l'austénite résiduelle pour deux teneurs en carbone, en fonction de la taille de grain de l'austénite ; (c) Énergie interfaciale qui accompagne la formation d'une mole de martensite à la température M_s en fonction de la taille de grain ; (d) Évolution de la température M_s induite par la diminution de la taille de grain de l'austénite résiduelle ; (e) Évolution de la différence des énergies de Gibbs entre l'austénite et la martensite en fonction de la température et de la teneur en carbone ; (f) Évolution de l'énergie totale du système, écrite comme la somme des énergies chimique, élastique (due à une déformation homogène composée d'une variation de volume et d'un cisaillement) et de l'énergie d'arrangement spontané des atomes de carbone à la température M_s ou énergie de Zener, en fonction de la température M_s [WvdZ01] 54
52 Micrographies optiques de l'acier TRIP 800 dans la plan de la tôle : mise en évidence des phases et des zones enrichies en austénite résiduelle 61
53 Microstructures des aciers TRIP fabriqués par (a) Thyssen et (b) Kobe Steel 62
54 Images MEB de la microstructure de l'acier, dans le plan de la tôle : (a) vue globale, (b) grain d'austénite résiduelle (A) partiellement transformé en martensite (M). A=austénite, F=ferrite, M=martensite 62
55 Images MEB dans le plan de la tôle : (a)-(d)-(f)-(g)-(h) Vue globale de la microstructure TRIP ; Mise en évidence de l'effet de forme : l'austénite intragranulaire allongée (b)-(c) est plus stable que celle ayant une forme sphérique (e) ; L'effet de taille est visible sur l'image (i) de l'ensemble des micrographies 64
56 Photos prises au MEB afin de regarder l'évolution de la forme d'un même grain d'austénite résiduelle à travers plusieurs coupes successives sur des plans parallels. La microstructure de cette phase est très complexe et semble percolée entre les grains de ferrite de la matrice 65
57 Images MEB de l'acier TRIP (nuance 1217) suivant les plans LT, LN et TN de la tôle 66
58 Distribution (a) du Mn et (b) du Si dans le plan LT de la tôle, microsonde de Castaing; (c) Repérage (dans le plan LT) de la zone analysée avec des marques de dureté; (d) Évolution des teneurs en Mn et en Si sur 400 μm correspondant à la distance entre les deux marques de dureté 68
59 Illustration schématique du moyen expérimental de mesure de la nanodureté des phases : nanoindentation couplée à l'AFM [RYHM01] 69
60 Micrographies de la microstructure du TRIP 800 obtenues par AFM (Université Catholique de Louvain, Belgique) : (a)-(b) vues globales ; (c)-(d) visualisation des empreintes laissées par l'indenteur Berkovitch dans la ferrite ; (e)-(f) la profondeur d'indentation de la ferrite est de l'ordre de 5-6 Å pour une charge appliquée de 1000 μN 70
61 (a) Cycle de nanoindentation appliqué ; (b) Courbes charge-déplacement correspondantes pour les différentes phases de l'acier 72

62 Courbes charge-déplacement de la martensite et de l'austénite résiduelle comparées à la courbe présentant la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ lors de l'indentation [Fur03] 72
63 (a) Faciès de rupture. La présence des cupules indique que la rupture est ductile ; (b) Mise en évidence des micro-cavités près de la zone de rupture de l'éprouvette. Les grains d'austénite résiduelle sont fortement allongés dans la direction de la sollicitation 74
64 Micro-cavités formées lors des sollicitations (a) statiques et (b) dynamiques de l'acier TRIP . . 74
65 Évolution de l'écrouissage de l'acier lors de sa déformation plastique en traction simple 76
66 Traction simple suivant trois directions par rapport au sens de laminage (essais sans extensomètre) 76
67 (a) Illustration schématique d'une courbe limite de formage (CLF) dans le repère des déformations principales. TU=traction uniaxiale, TL=traction large, TP=traction plane, EB=expansion biaxiale, EEB=expansion équibiaxiale ; (b) Les tenseurs des déformations correspondant aux différents types de trajets de chargement 78
68 Illustration du principe de montage de l'éprouvette de traction plane 78
69 Acquisition de la pente de cisaillement pour la mesure de la déformation lors des essais de cisaillement simple 80
70 Schéma de la presse d'emboutissage, outil Marciniak 80
71 Domaine initial d'élasticité de l'acier (les points représentent les valeurs $Rp_{0.2}$ pour chaque mode de sollicitation). L'ellipse correspond au critère isotrope de Von Misès 82
72 Illustration de l'influence du trajet de chargement sur la réponse mécanique de l'acier TRIP 800 82
73 Effet de la température sur le comportement en traction simple d'un acier inoxydable contenant 11 wt% Ni et 17 wt% Cr [Ble02] 84
74 Courbes de traction simple du TRIP 800 à différentes températures. Les essais sont effectués avec un extensomètre, dans une enceinte climatique ($\Delta T = \pm 1$ °C, le gradient de température sur la partie utile de l'éprouvette est inférieur à 5 °C) 84
75 Courbes de traction à grande vitesse de l'acier TRIP 800 86
76 Exemples typiques des comportements statiques et dynamiques (a) d'un acier conventionnel et (b) d'un acier TRIP [TYH02] ; (c) Comparaison entre les comportements dynamiques d'un acier Dual Phase et d'un acier TRIP [WLFS02] 87
77 (a) Carte des valeurs de l'énergie absorbée lors du crash des longerons fabriqués en différentes nuances d'aciers [TYH02] ; (b) Classement des différents types d'aciers suivant leur aptitude au crash, pour une même vitesse de sollicitation (250 s^{-1}) en traction simple [Ble02] 90
78 Illustration des courbes de traction simple, avec traitement thermique de BH, pour différents niveaux de prédéformation (a) à 25 °C et (b) à 75 °C 92
79 Courbes issues des essais expérimentaux de traction simple : $\varepsilon_{predef} \approx 15$ % à 75 °C $\rightarrow$ déchargement $\rightarrow$ avec/sans traitement thermique de BH $\rightarrow$ rechargement en traction simple (a) à -20 °C, (b) à 25 °C 94
80 Essais de dilatométrie : (a) cycle thermique correspondant au traitement de BH ; (b) réponse de l'éprouvette aux sollicitations thermiques imposées 95
81 (a) Image MET (champ sombre) de la microstructure d'un acier trempé 4130 et revenu à 150 °C montrant les carbures de transition précipités à l'intérieur d'une latte de martensite (particules en blanc) et l'austénite résiduelle inter-lattes (lignes blanches en diagonale) [Kra01] ; (b) Illustration des mesures de frottement interne pour un acier TRIP CMnAlSi après traitement thermique de bake hardening [MWC00] 97
82 Représentation schématique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ et illustration du mécanisme responsable du vieillissement au four [MWC00] 97
83 Comparaison de plusieurs types d'aciers : (a) énergie absorbée lors du crash d'un longeron, avec/sans prédéformation et traitement thermique de bake hardening (170 °C pendant 20 minutes) [TYH02] ; (b) augmentation de la limite d'élasticité suite à la prédéformation et au traitement thermique, essais statiques/dynamiques de traction simple [TYH02] 98
84 Illustration de l'influence de l'activation de la surface et de l'électrozinguage sur l'enrichissement en hydrogène de la surface de l'acier TRIP [MWC00] 99

85 (a) Évacuation du revêtement galvanisé sous forme d'une vague centrifuge [DCB02] ; (b) Couche Fe_2Al_5 entre substrat et revêtement galvanisé [DCB02] 100
86 (a) Illustration de la méthode de sollicitation utilisée pour tester la résistance des soudures [CKTM02] ; (b) Cycle thermique optimisé pour le soudage des aciers TRIP [CKTM02] ; (c) Domaine de soudabilité des aciers TRIP 700 galvanisé et TRIP 700 électrozingué [CKTM02] ; (d) Comparaison en fonction du cycle thermique utilisé de l'énergie absorbée par la soudure sollicitée en mode I, acier TRIP 700 électrozingué [CKTM02] ; Influence du cycle thermique sur la résistance des soudures, sollicitées (e) suivant le mode I et (f) suivant le mode II d'ouverture [CKTM02]. Z=galvanisé (couches de zinc de 10 μm des deux côtés), EZ=électrozingué (couches de zinc de 7 μm des deux côtés) 103
87 (a) Micrographies optiques illustrant l'interface entre les tôles soudées : mise en évidence des fissures après un cycle de soudage standard [CKTM02] ; (b) Images MEB, illustrant la différence des modes de rupture des soudures obtenues après un cycle de soudage standard (faciès fragile) et optimisé (faciès prédominant ductile) [CKTM02] 104
88 (a) Illustration schématique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ [WLFS02] : (a) état non-déformé, (b) formation des cavités lors d'un chargement mécanique, (c) transformation de l'austénite résiduelle et fermeture des microcavités 106
89 Cinétiques de transformation de l'austénite (a) dans un acier TRIP inoxydable 304 (18Cr-10Ni) sollicité en (1) traction simple, (2) torsion, (3) compression [LK00] et (b) dans un acier TRIP 0.19C-1.63Si-1.59Mn [SSM02] 112
90 Schémas des dispositifs de dosage magnétique (a) statique et (b) utilisé pour les mesures in-situ lors d'un essai de traction simple à la température ambiante 114
91 Micrographies de l'acier "dual phase" de référence. Images obtenues en microscopie optique (a) et au FEG-MEB (b). Après le traitement thermique, l'austénite résiduelle a disparu de la microstructure, formée maintenant de ferrite, de martensite et des carbures 114
92 L'échantillon de dosage magnétique doit avoir une longueur minimum (env. 50 mm) afin de satisfaire les conditions "à saturation" remplies sur le palier des courbes. En utilisant les bobines de mesure C_1 et C_2, l'influence de la section transversale de l'échantillon sur la valeur de l'induction à saturation B_{mes} est négligeable 116
93 Cinétiques de transformation obtenues par diffraction des rayons X et par la méthode de dosage magnétique statique. On observe que l'estimation d'une quantité d'austénite résiduelle inférieure à 5 % par diffraction des rayons X est délicate à réaliser. ε^p_{eq} représente la déformation plastique équivalente, ici calculée au sens de Von Misès 116
94 Analyse de dosage magnétique in-situ sur l'acier "dual-phase" : (a) courbe de l'essai de traction ; (b) illustration du signal correspondant à la variation du flux magnétique dans la bobine de mesure 119
95 Micrographies FEG-MEB : (a) vue globale de la microstructure de l'acier TRIP 800 ; (b) formation de la martensite dans l'ancien grain d'austénite résiduelle lors de la déformation plastique ; (c)-(d) microstructure à différents grossissements de l'acier 301 inoxydable dans l'état non-déformé 121
96 (a)-(b) Courbes de traction de l'acier 301 ; (c) Signal correspondant à la variation du flux magnétique lors de l'essai de traction ; (d) Cinétique de transformation de l'acier 301 obtenue par des mesures magnétiques in-situ. Comparaison avec la cinétique issue des dosages magnétiques interrompus 123
97 (a)-(b) Courbes de traction de l'acier TRIP 800 ; (c) Signal correspondant à la variation du flux magnétique lors de l'essai de traction ; (d) Cinétique de transformation de l'acier TRIP 800 obtenue par des mesures magnétiques in-situ. Comparaison avec la cinétique issue des dosages magnétiques interrompus 124
98 Morphologie de la martensite formée selon sa teneur en carbone [Kra01] 125
99 Micrographies MEB de la zone analysée : (a) état non-déformé ; (b) $\sim$ 8 % d'allongement plastique 126
100 Formation de la martensite induite par la déformation dans l'ancien grain d'austénite résiduelle. On peut visualiser les plaquettes autoaccommodantes de la martensite formée. Images FEG-MEB 126

101 Calcul analytique des contraintes induites dans l'austénite résiduelle par la transformation martensitique . . . 127
102 Micrographies MEB montrant que les bords des grains de l'austénite résiduelle sont très stables vis-à-vis de la transformation martensitique, acier TRIP 0.3C-1.5Mn-0.3Si-1.2Al [MJCV02] . . 128
103 Illustration d'un grain d'austénite résiduelle dont les bords sont restés non-transformés après une déformation plastique d'envrion 10 % en traction simple. Micrographie FEG-MEB, acier TRIP 800 . . . 128
104 Mesures de dosage magnétique statique montrant l'influence du mode de sollicitation sur la transformation martensitique (nuance 1736) . . . 130
105 Mesures de dosage magnétique statique montrant l'influence de la température sur la transformation martensitique, échantillons déformés en traction simple (nuance 1736) . . . 130
106 Cinétiques de transformation qui montrent la stabilisation de l'austénite résiduelle par le traitement thermique de bake hardening après 5 % et 10 %, respectivement, de prédéformation en traction simple à la température ambiante (nuance 1217) . . . 132
107 (a) Variation des énergies libres chimiques de l'austénite et de la martensite avec la température ; (b) Évolution de $\Delta G_T^{\gamma_r \to \alpha'}$ avec la température pour différentes compositions chimiques d'un acier TRIP faiblement allié. Calculs avec MTDATA [She03] . . . 135
108 Illustration de l'influence de la pression hydrostatique (compressive) sur la transformation martensitique lors d'un essai de traction sur un acier TRIP 0.19C-1.57Mn-1.46Si (trait plein) et sur un acier TRIP 0.31C-1.57Mn-1.23Al-0.34Si (pointillés) [PSC02] . . . 136
109 Sensibilité de la transformation au trajet de chargement. Modélisation avec l'approche thermodynamique. ε_{eq}^p est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès . 138
110 Sensibilité de la transformation en traction simple à la température de l'essai. Modélisation avec l'approche thermodynamique. ε_{eq}^p est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès . . . 138
111 Sensibilité de la transformation au trajet de chargement. Modélisation avec l'approche phénoménologique. ε_{eq}^p est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès . 140
112 Sensibilité de la transformation en traction simple à la température de l'essai. Modélisation avec l'approche phénoménologique. ε_{eq}^p est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès . . . 140
113 Illustration schématique du principe de la méthode de mesure par diffraction de neutrons [DBMR00] 154
114 (a) Déplacement des pics de diffraction de l'austénite entre l'état initial (courbe bleue) et l'état correspondant à 1 % de déformation macroscopique en traction [Fur03] ; (b) Illustration des pics de martensite "cachés" sous le pic de diffraction de la ferrite. Pour obtenir une mesure quantitative exacte de ces deux phases, il faut déconvoluer les pics de la martensite {101} et {110} de celui de la ferrite {110}, ce qui est très difficile [Fur03] . . . 155
115 Pics de diffraction de la ferrite et de l'austénite résiduelle. Illustration de l'évolution de la quantité d'austénite résiduelle entre l'état non-déformé (courbe verte) et l'état correspondant à une déformation macroscopique moyenne supérieure à 20 % : le pic {200} de l'austénite résiduelle a complètement disparu, tandis que les pics {101} et {110} de la martensite se sont développés sous le pic de la ferrite {110}. L'intensité du pic {111} de l'austénite résiduelle a aussi beaucoup diminué. Cela témoigne de la transformation $\gamma_r \to \alpha'$ induite par la déformation plastique . . . 156
116 Pics de diffraction correspondant à la famille {111} de plans cristallins de l'austénite résiduelle, pour deux niveaux différents de déformation macroscopique. À cause des faibles durées de comptage, les spectres sont assez perturbés. On remarque cependant la position des angles de diffraction (ou angles de Bragg) obtenue à l'aide d'un logiciel de traitement fourni par le CEA de Saclay . . . 158
117 Évolution de la déformation élastique du réseau cristallin de la famille $\{111\}_{\gamma_r}$ de l'austénite résiduelle (points en rouge) et $\{110\}_\alpha$ de la ferrite (points bleus), respectivement, en fonction de la déformation macroscopique. Mesures par diffraction de neutrons . . . 159

118 Déformations élastiques de l'austénite résiduelle $\{311\}_{\gamma_r}$ et de la ferrite $\{211\}_{\alpha}$ en fonction de la contrainte macroscopique lors d'un essai de traction in-situ d'un acier TRIP 0.29C-1.42Mn-1.41Si. Les points A et B correspondent aux limites d'élasticité de la ferrite et, respectivement, de l'austénite résiduelle [Fur03] 159
119 Courbes d'écoulement (a) de l'austénite résiduelle et (b) de la ferrite. Sur chaque figure, les courbes discontinues correspondent à l'approximation des courbes expérimentales avec la loi de Ludwick, ces courbes étant décalées à la valeur $\varepsilon_p = 0$. Les équivalents sont pris au sens de Von Misès 162
120 Courbes d'écoulement obtenues par mesures in-situ de diffraction de neutrons représentant le comportement de l'austénite résiduelle et de la matrice ferrito-bainitique pour un acier TRIP multiphasé 0.29C-1.42Mn-1.41Si [Fur03] 163
121 Évolution de la limite d'élasticité initiale de l'austénite résiduelle de plusieurs aciers TRIP multiphasés en fonction de sa teneur en carbone [Fur03] 163
122 Comparaison des données expérimentales (issues des mesures par diffraction de neutrons) représentant le comportement des phases avec les courbes du comportement des phases déterminées à l'aide du modèle à champs moyens. L'accord est bon entre la courbe de traction donnée par la loi des mélanges et celle de la simulation de l'essai de traction simple avec le modèle en β 166
123 Comparaison essai expérimental vs. simulation avec la loi des mélanges du comportement du TRIP 800 en traction simple 170
124 Essais expérimentaux vs. simulation avec la loi des mélanges pour la traction uniaxiale (noir), cisaillement simple (magenta), traction plane (vert) et expansion équibiaxiale (jaune). Dans tous les cas, les pointillés représentent les courbes expérimentales (appelées "macro"), les traits discontinus correspondent à la simulation (nommée "composite") 170
125 (a) Déformations locales dans les phases obtenues par utilisation d'un programme de corrélation d'images en fonction de la déformation macroscopique lors d'un essai de traction uniaxiale [Fur03] ; (b) Comparaison entre les prédictions de la loi des mélanges appliquée aux déformations locales dans les phases et la déformation macroscopique correspondant à un essai de traction uniaxiale d'un acier TRIP multiphasé 0.29C-1.42Mn-1.41Si [Fur03] 171
126 Emboutis Marciniak : comparaison de l'emboutissabilité entre un acier HLE et un acier TRIP [TYH02] 174
127 Illustration du maillage représentant les différentes pièces (poinçon, serre-flan, matrice) qui composent l'outillage d'emboutissage en croix 175
128 Essais expérimentaux vs. simulation avec la loi des mélanges pour la traction uniaxiale (noir), cisaillement simple (magenta), traction plane (vert) et expansion équibiaxiale (jaune). Dans tous les cas, les pointillés représentent les courbes expérimentales (appelées "macro"), les traits discontinus correspondent à la simulation (nommée "composite") 177
129 (a) Surface de charge donnée par le modèle mixte de Lemaître et Chaboche ; Comparaison des résultats donnés par le modèle aux résultats expérimentaux pour (b) la traction uniaxiale, (c) le coefficient de Lankford pour la traction uniaxiale à 0° par rapport à la direction de laminage, (d) le cisaillement cyclique 180
130 (a) Embouti type Marciniak (éprouvette de traction simple) ; (b) Embouti en croix 182
131 Illustration du principe de mesure (a) de la taille du flan avant l'essai et (b) de la diagonale et, respectivement, de la médiane du flan embouti 183
132 (a) Schéma de la presse et de l'outil en croix ; (b) Positionnement du flan sur le serre-flan . . . 184
133 Résultats expérimentaux : variation de l'amincissement selon la diagonale des flans emboutis avec l'ouil en croix, pour différentes tailles de flan initiales. Points prélevés tous les 5 mm avec un capteur à ultrasons suivant la diagonale (axe médian) du flan embouti, voir figure 134 . . . 187
134 Illustration du principe de prélèvement de l'épaisseur suivant la diagonale (axe médian) du flan embouti avec l'outil en croix. Les mesures sont effectuées tous les 5 mm (capteur à ultrasons) . 187

135 Illustration des résultats obtenus par la simulation de l'emboutissage avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges : carte des amincissements en chaque point d'intégration. Visualisation du plan de coupe selon la diagonale (ou l'axe médian) du flan embouti 189
136 Sensibilité des résultats des simulations numériques avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges au coefficient de frottement utilisé. La taille de flan initiale est de 280x280 mm^2 . . . 189
137 Comparaison de la variation de l'amincissement sur la diagonale de l'embouti entre les résultats expérimentaux (ARGUS et capteur ultrasons) et ceux issus de la simulation numérique avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges 190
138 Illustration de la sensibilité des résultats de la simulation numérique à la transformation de phase, critère de Von Misès et loi des mélanges 190
139 Sensibilité des résultats des simulations numériques avec le modèle de Lemaître et Chaboche au coefficient de frottement utilisé. La taille de flan initiale est de 280x280 mm^2 192
140 Comparaison de la variation de l'amincissement suivant la diagonale de l'embouti. Simulations numériques pour deux tailles de flan initiales différentes, 280x280 mm^2 et 290x290 mm^2 192
141 Comparaison de la variation de l'amincissement sur la diagonale de l'embouti entre les résultats expérimentaux (ARGUS et capteur ultrasons) et ceux issus de la simulation numérique avec le modèle de Lemaître et Chaboche, pour un coefficient de frottement de 0.05 et une taille de flan initiale de 280x280 mm^2 193
142 Comparaison de la variation de l'amincissement sur la diagonale de l'embouti entre les résultats expérimentaux (ARGUS et capteur ultrasons) et ceux issus de la simulation numérique avec le modèle de Lemaître et Chaboche. La taille de flan initiale est de 290x290 mm^2 et μ=0.02 . . . 193
143 Comparaison des résultats obtenus par la simulation de l'emboutissage en croix avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges à ceux issus de la simulation avec le modèle de Lemaître et Chaboche 195
144 Illustration de la sensibilité des résultats de la simulation numérique de l'emboutissage à la valeur de l'effort serre-flan 195
145 Photo montrant le poinçon et le serre-flan de l'outillage utilisé pour réaliser l'essai d'emboutissage en croix. On observe que, contrairement à la région de la partie plate du poinçon, dont le centre est creux, les régions correspondant aux rayons de courbure sont dépourvues de lubrifiant après l'essai 196
146 Intérieur du flan embouti : mise en évidence de régions à plus fort coefficient de frottement, par exemple, dans les rayons de courbure du poinçon 196
147 Schéma de prélèvement des échantillons pour analyse en microscopie (SL = sens long) 202
148 Eprouvette de traction simple 205
149 Essais de traction simple à différentes températures 206
150 Éprouvette utilisée pour les essais de traction plane 207
151 Eprouvettes de cisaillement déformées 209
152 Essais de cisaillement monotone 210
153 Évolution de la température au centre du fond plat de l'embouti une fois l'emboutissage terminé 212
154 (a) Calcul de la déformation des emboutis : acquisition de la grille déformée ; (b) Carte donnant l'amincissement après emboutissage dans la zone analysée 213
155 Repérage de l'échantillon de dosage magnétique (a) sur la grille déformée et (b) sur la carte d'amincissement correspondante 214
156 Machine Instron de traction à grande vitesse (Renault) 215
157 Géométrie de l'éprouvette pour les essais de traction à grande vitesse 215
158 (a) Illustration de la différence entre le signal brut d'acquisition et le même signal filtré, $v = 5$ m/s ; Courbes des essais de traction à grande vitesse, (b) $v = 5$ m/s, (c) $v = 1$ m/s et (d) $v = 0.1$ m/s 217
159 Évolution du profil de température de l'éprouvette au cours d'un essai de traction à grande vitesse, mesures par thermographie infrarouge 218

160 Courbes issues des essais de traction simple avec et sans traitement thermique de BH, prédéformation d'environ 5 % à 25 °C et à 75 °C ; sollicitation après le traitement thermique à 25 °C et à -20 °C, respectivement 219
161 Géométrie de l'éprouvette de dilatométrie 220
162 (a) Cycle thermique appliqué et (b) courbe de dilatométrie montrant la réponse de l'éprouvette an acier TRIP 800 lors d'un recuit dans le domaine intercritique, T>Ac_1 221
163 Dispositif expérimental de traction simple et dosage magnétique statique/continu, l'électronique de pilotage, l'alimentation stabilisée et le PC d'acquisition 225
164 Vue de la partie du dispositif expérimental dédiée au dosage magnétique [RVG+05] 225
165 Comparaison des résultats de dosage magnétique suivant la bobine de mesure utilisée. Acier DP → 3 mesures, acier TRIP 800 à l'état de réception → 3 mesures, Fer ArmCo (fer pur) → 2 mesures 226
166 (a)-(b) Courbes de traction de l'acier TRIP 800 à env. -30 °C ; (c) Signal correspondant à la variation du flux magnétique lors de l'essai de traction ; (d) Cinétique de transformation de l'acier TRIP 800 obtenue par mesures magnétiques in-situ. Comparaison avec la cinétique issue des dosages magnétiques interrompus à -20 °C 227
167 Mesures par diffraction de neutrons qui montrent que l'austénite résiduelle est thermiquement stable lors d'une descente en température à environ 10 K. L'échantillon analysé était dans un état non-déformé 228
168 Photos de la presse et du montage d'emboutissage avec l'outil en croix 230

Introduction

Historique

En 1722, le brillant scientifique français René Réaumur classait le durcissement par trempe des alliages à base de fer parmi "le plus beau phénomène de la nature". Cette affirmation s'appuie sur le fait que, du point de vue de leur utilité, ces alliages et l'évolution de leurs caractéristiques mécaniques ont accompagné le développement de la société humaine et, presque deux siècles après Réaumur, cette affirmation est plus vraie que jamais. En effet, rares sont les domaines où ces améliorations ne soient pas exploitées et sans lesquelles certains d'entre eux ne pourraient même pas exister.

À la fin du 19ème siècle, un grand pas en avant dans la compréhension des mécanismes de transformation de phase dans les alliages Fe-C est fait par le professeur Henry Marion Howe. Pour la première fois, il présente la martensite comme un produit de transformation de l'austénite et aussi, il essaye d'expliquer le changement des propriétés magnétiques des phases. C'est lui qui a introduit l'utilisation du nom des phases que l'on connaît aujourd'hui, notamment pour la martensite (en honneur au pionnier de la métallographie, Adolph Martens) et l'austénite (auparavent appelée "hardenite"), figure 1.

Les premières observations d'une formabilité accrue induite par la transformation de l'austénite en martensite datent de plus de soixante ans. En 1937, Wassermann [Was37] note que des grands allongements peuvent être obtenus grâce à la transformation de phase dans un alliage Fe-Ni, avec 50 wt% de Ni. En 1967, Zackay [ZPFB67] montre que la transformation de phase permet d'augmenter la ductilité et la résistance mécanique des aciers inoxydables. Il appelle ce phénomène *plasticité de transformation* et introduit l'abréviation TRIP, pour *t*ransformation *i*nduced *p*lasticity.

Le terme TRIP n'a pas été défini sans ambiguïté. Dans les années 70, la plupart des études consacrées à l'effet TRIP utilisent comme matériau les aciers inoxydables. Plus tard, dans les années 80, il a été suggéré d'utiliser l'effet TRIP pour améliorer les propriétés mécaniques des aciers faiblement alliés [MST87a]. Un traitement thermique et l'ajout d'éléments d'addition sont alors nécessaires afin d'empêcher la précipitation de carbures et de stabiliser suffisamment l'austénite. Mais si la microstructure des aciers inoxoydables est composée uniquement d'austénite métastable, celle des nouvelles nuances est plus fine, multiphasée et contient de faibles quantités d'austénite résiduelle. Cet aspect complique fortement l'appréhension des mécanismes de déformation et de transformation de phase et rend très difficile la modélisation du comportement mécanique de ce type d'aciers. De nos jours, le terme TRIP désigne plutôt les aciers faiblement alliés qui contiennent de l'austénite résiduelle.

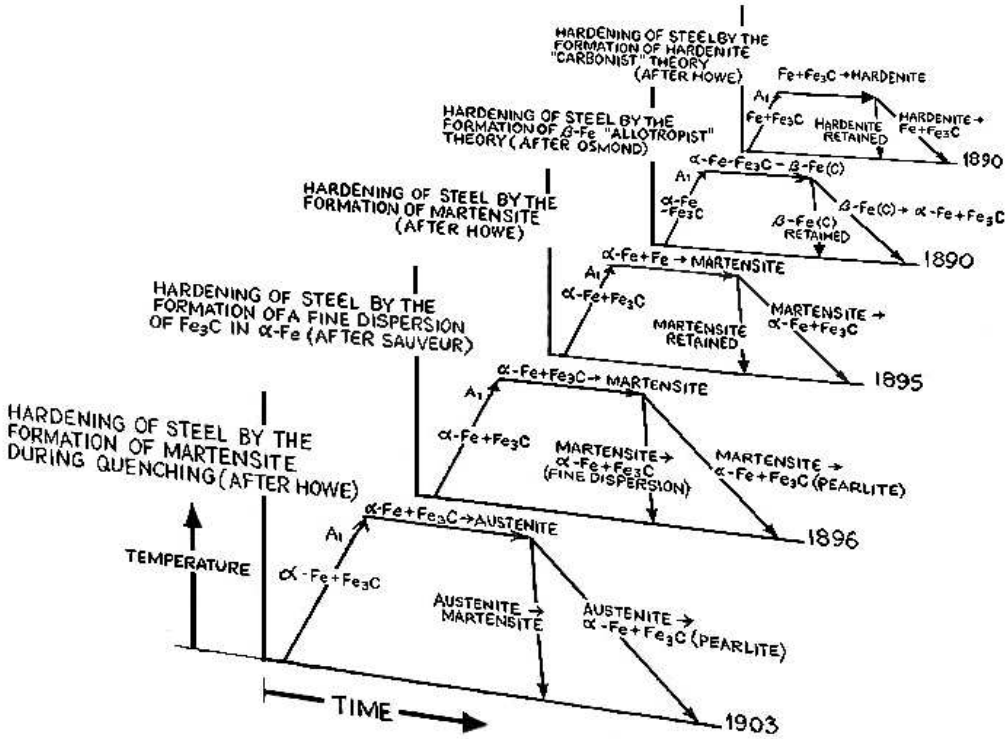


FIG. 1 – Évolution des théories liées à la transformation martensitique [Coh62]

Utilisation des aciers THLE dans l'industrie automobile

Les progrès au niveau de la sécurité passager et du confort de conduite dans l'industrie automobile impliquent un renforcement de la structure de la caisse assemblée et l'ajout de nombreux systèmes d'aide à la conduite. Le poids final du véhicule augmente ainsi régulièrement.

D'un autre côté, les normes en matière d'émission des gaz à effet de serre sont de plus en plus contraignantes. Pour les respecter, les constructeurs améliorent sans cesse le rendement des filtres à particules et des pots catalytiques, tout en essayant de diminuer la masse du véhicule par l'utilisation des matériaux plus performants que ceux actuellement utilisés.

Le projet ULSAB [AVC01] réunit 32 groupes producteurs d'acier et préconise une réduction de 20 % du poids des véhicules pour une diminution des coûts d'environ 10 %. Le facteur permettant cette réalisation est l'utilisation des aciers avec une limite d'élasticité minimale de 210 MPa, figure 2. Si avant 1990 ces aciers occupaient moins de 40 % de la masse de la carrosserie d'une auto, il est prévu de porter ce chiffre à 90 %. L'évolution ULSAB-AVC (advanced vehicle concept) du projet, stipule l'utilisation exclusive de ce type d'aciers pour les véhicules de taille moyenne.

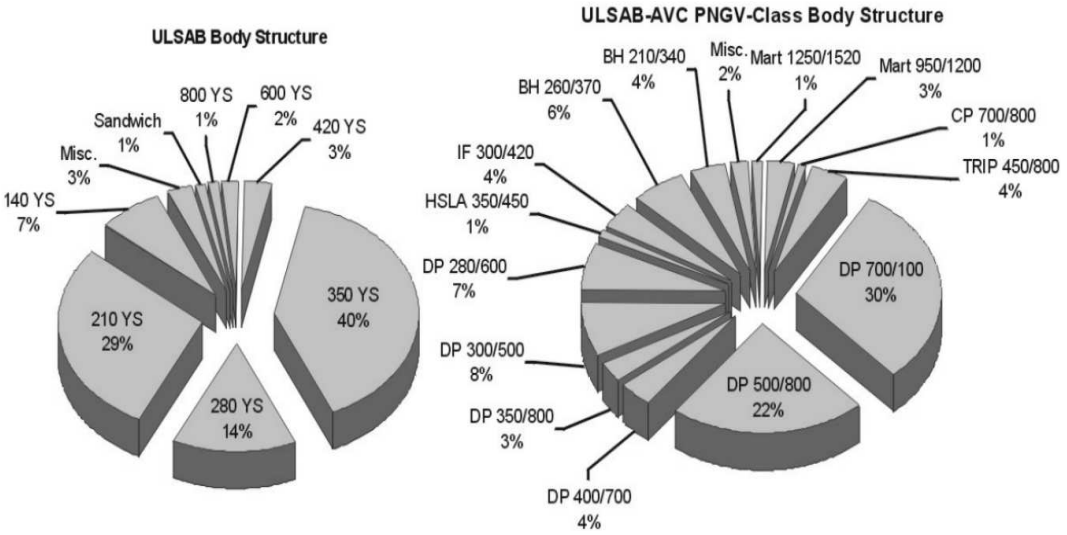


FIG. 2 – Cartes de sélection des aciers dans une automobile selon les projets ULSAB et ULSAB-AVC [Ble02]

En suivant cette logique, les aciers à très haute limite d'élasticité (THLE) et, parmi eux, les aciers TRIP ont un argument de choix : leurs caractéristiques mécaniques sont bien supérieures à celles des aciers Dual Phase, aussi bien pour la mise en forme (emboutissage), que pour l'absorption d'énergie (crash), figures 3-(a) et 3-(b).

L'utilisation envisagée pour ce type d'aciers est celle des pièces de structure nécessitant une très bonne tenue mécanique,comme le longeron, le pied milieu, la doublure de montant de baie, mais aussi l'emboutissage de pièces compliquées, figure 4. L'objectif est de cumuler les fonctions d'une même pièce, fonction structurelle et fonction de sécurité, l'emploi des renforts serait ainsi inutile.

Au regard du choix du matériau et de sa mise en forme, il est impératif de prédire au mieux, via une loi de comportement, l'allongement et le durcissement associés à l'écrouissage et à la transformation de phase dans les différentes parties d'un embouti complexe. Dans le cas des aciers TRIP, la connaissance de la distribution de la martensite en tout point de la pièce est une information importante aussi bien pour la mise en forme que pour l'étude de la tenue en service. La simulation numérique peut aider à l'optimisation de la géométrie des pièces ou de l'ensemble poinçon-matrice.

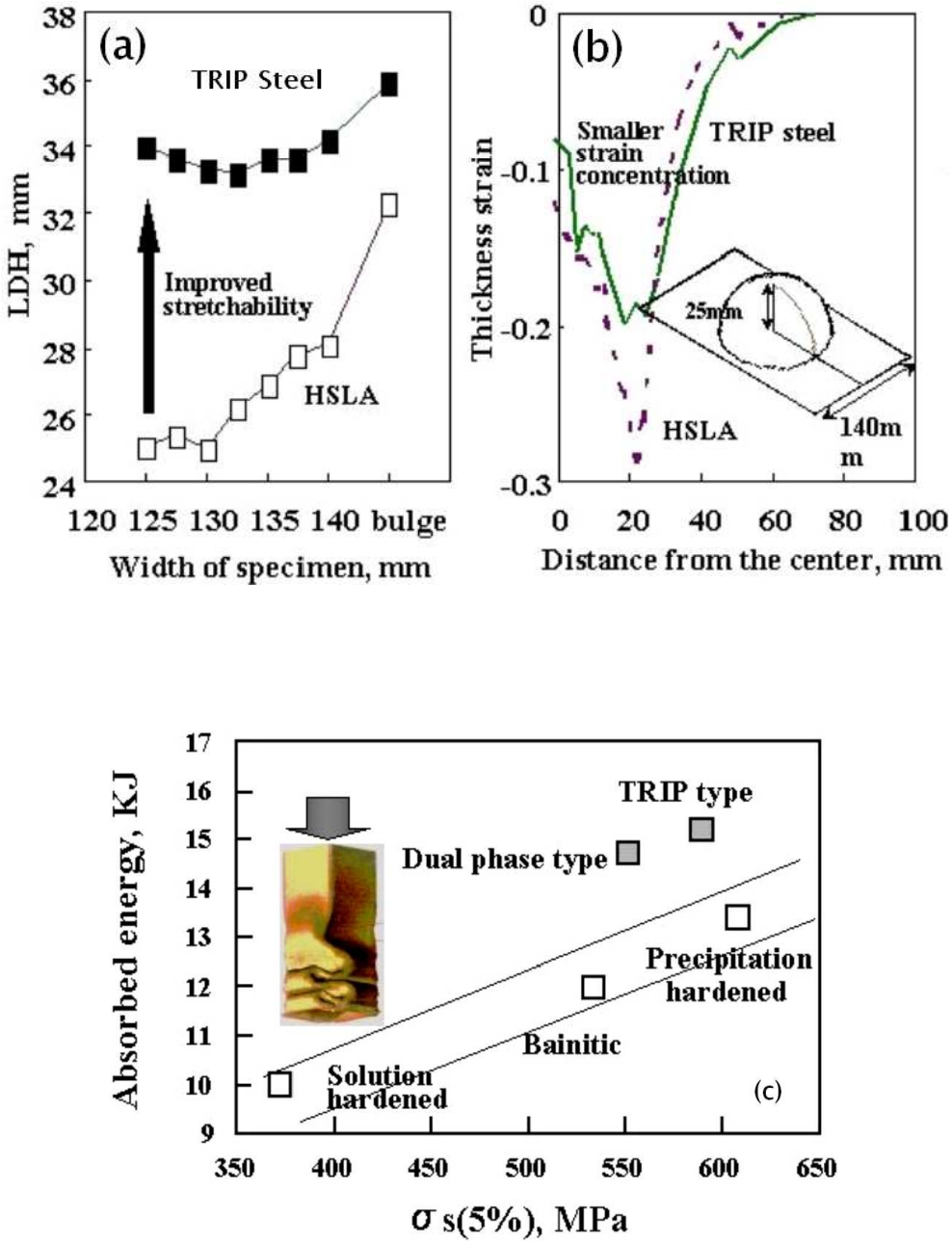


FIG. 3 – (a) et (b) Résultats des essais d'emboutissage avec un poinçon sphérique (LDH="limiting dome height", grandeur représentant la profondeur d'emboutissage maximale du matériau suivant le type de poinçon utilisé) [TYH02] ; (c) Illustration de la relation entre la contrainte statique (considérée à 5 % de déformation) et l'énergie absorbée pour plusieurs classes d'aciers [TYH02]

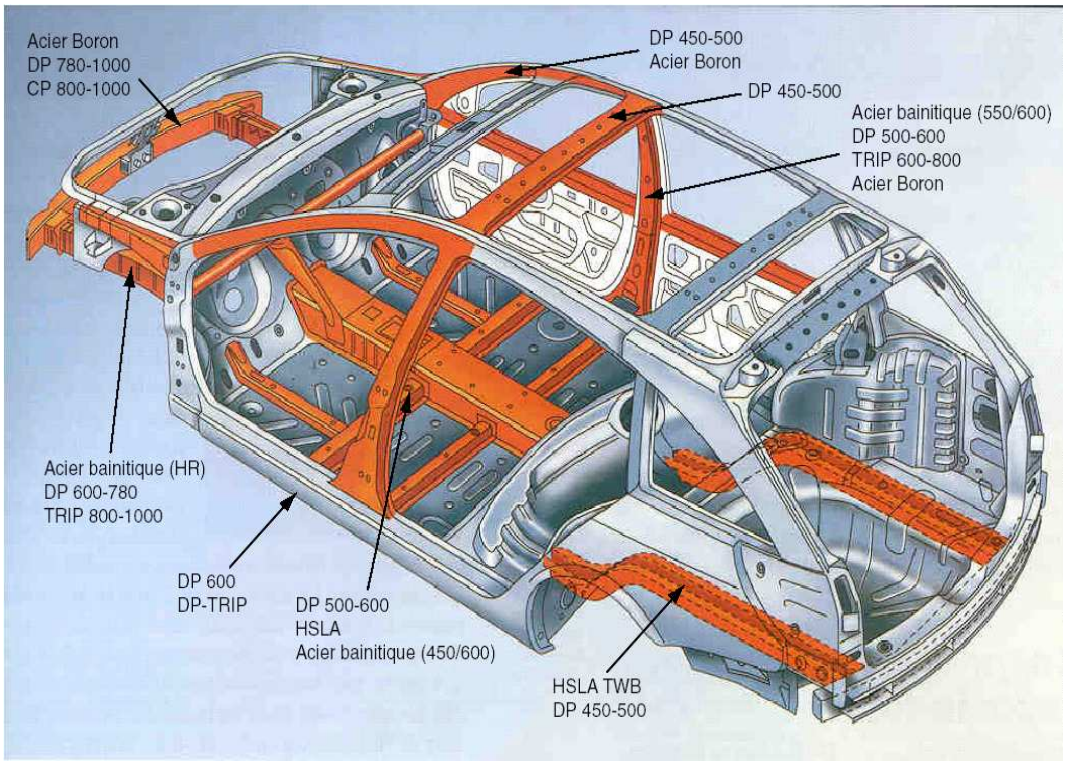


FIG. 4 – Répartition des aciers à très haute limite d'élasticité (THLE) dans la caisse assemblée [Fur03]

Contexte scientifique et démarche de l'étude

Avant l'utilisation industrielle des aciers TRIP, plusieurs aspects doivent être considérés et en particulier :
- l'élaboration de différentes nuances, afin d'optimiser les caractéristiques mécaniques pour une utilisation prévue ;
- l'identification d'une loi de comportement multiaxiale ;
- le comportement dynamique et l'absorption d'énergie ;
- la tenue en fatigue et l'endommagement du matériau ;
- la soudabilité de ces aciers.

Si le nombre d'études consacrées aux aciers TRIP faiblement alliés est désormais très important, cet engouement remonte à seulement quelques années. Parmi ces travaux, certains donnent une caractérisation de la microstructure du matériau à l'aide de différentes techniques, tandis que d'autres fournissent une base expérimentale souvent incomplète[2] du comportement de ces aciers. Enfin, des modèles de comportement adaptés aux aciers TRIP faiblement alliés ont fait leur apparition ces deux dernières années. Généralement, ils s'efforcent de décrire l'évolution de la microstructure due à la transformation de phase lors de sollicitations mécaniques et de modéliser le comportement mécanique tout en prenant en compte l'influence de cette évolution sur le comportement du matériau. L'inconvénient lié à l'utilisation en pratique de ces modèles est que, quand ils ne sont pas conçus pour caractériser le comportement uniquement sous sollicitations uniaxiales, ils s'avèrent être très complexes, ce qui les rend difficilement exploitables dans les codes éléments finis de simulation de la mise en forme.

Dans ce travail, on se propose d'étudier un acier TRIP 800. Caractérisations microstructurales et mécaniques sont couplées aux recherches bibliographiques en vue de :
- comprendre les relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques ;
- décrire l'influence bénéfique de l'austénite résiduelle sur le comportement ;
- proposer des éléments pour :
  1. une loi de transformation de phase ;
  2. l'identification d'un modèle de comportement statique 3D à base physique.

La démarche générale consiste à relier l'évolution des caractéristiques mécaniques aux caractéristiques évolutives de la microstructure, subséquentes à la formation de la martensite au cours de la déformation. Nombre d'études réalisées sur des aciers TRIP fortement alliés (aciers inoxydables) ont montré une forte sensibilité du comportement mécanique de ces aciers vis-à-vis de la transformation martensitique. Dans cette optique, des mesures quantitatives de la fraction volumique de l'austénite résiduelle ou de la martensite formée sont nécessaires. À cause de la très faible taille des grains et la teneur relativement modeste (typiquement $\leq$15 %) de l'austénite résiduelle, les méthodes habituellement employées pour les dosage des phases, comme la diffraction des rayons X ou l'analyse d'image[3], sont prohibitives.

Une technique de dosage magnétique de l'austénite résiduelle a été utilisée afin d'obtenir les cinétiques de la transformation austénite $\rightarrow$ martensite pour des sollicitations mécaniques choisies de façon à caractériser la réponse du matériau à différents trajets de chargement ou de déformation. Le modèle de comportement devra prendre en compte la transformation de phase.

Pour définir plus précisément les objectifs de ce travail de thèse et les points d'interrogation auxquels il essaye de répondre, une synthèse bibliographique de la fabrication des aciers TRIP et de la transformation martensitique a été menée. Le chemin suivi sera détaillé à l'issue de ce premier chapitre.

[2] la plupart du temps les aciers sont caractérisés en traction simple uniquement
[3] ces méthodes réalisent des dosages *surfaciques* de l'austénite résiduelle

Chapitre I

Bibliographie

1 – Émergence des aciers multiphasés 9

2 – Métallurgie des aciers TRIP 12
2.1 – La transformation bainitique 12
2.2 – Élaboration des aciers TRIP 16
2.3 – Rôle de l'austénite résiduelle 18
2.4 – Rôle des éléments d'addition 22
2.5 – Influence des paramètres d'élaboration sur la microstructure et les propriétés mécaniques 27

3 – La transformation martensitique 41
3.1 – Cristallographie de la transformation martensitique 41
3.2 – Activation mécanique de la transformation martensitique 43
3.3 – Mécanismes de germination et de transformation 46
3.4 – Plasticité de transformation 47
3.5 – Stabilité de l'austénite résiduelle 49

4 – Conclusion 55

5 – Objectifs de l'étude et démarche adoptée 55

Chapitre I

Bibliographie

Considéré par certains comme un "vieux" matériau, l'acier reste pourtant l'alliage métallique le plus utilisé et le plus étudié. Après un siècle d'intenses recherches, les aspects physico-chimiques liés à la métallurgie et aux propriétés mécaniques des aciers ne sont toujours pas entièrement compris. Les diverses formes allotropiques du fer, les mécanismes par lesquels des transformations de phase peuvent se produire ou la solubilité du carbone et d'autres éléments d'alliage dans ces phases sont à l'origine d'une grande variété de microstructures et de propriétés mécaniques. Les aciers répondent ainsi à une multitude de demandes industrielles.

Depuis une quinzaine d'années, de nombreuses recherches ayant pour objet les aciers THLE ont été menées principalement suite aux demandes du secteur automobile où un gain du poids est envisageable à travers l'amélioration des propriétés mécaniques et de la formabilité des aciers utilisés pour les pièces de structure. Les aciers connus désormais sous le nom des aciers multiphasés à effet TRIP font partie de cette catégorie. Deux facteurs sont à la base de leurs remarquables propriétés mécaniques : une structure multiphasée et la capacité de développer un effet TRIP lors de diverses sollicitations, comme la mise en forme ou le crash (i.e. transformation de l'austénite résiduelle en martensite induite lors de la déformation).

Il est naturel de commencer cette étude par la présentation, d'un côté, des aspects métallurgiques liés à la fabrication et à l'amélioration des performances des aciers TRIP et, d'un autre côté, par un rappel bibliographique concernant la transformation martensitique : cristallographie et mécanismes de transformation, rôle de l'austénite résiduelle (γ_r) et influence de sa stabilité sur la vitesse de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ et, par conséquent, sur le comportement mécanique. Le problème sera ainsi bien posé et la démarche adoptée tout au long de cette thèse s'imposera d'elle-même.

1 – Émergence des aciers multiphasés

Plusieurs procédures peuvent être envisagées pour augmenter les propriétés mécaniques des aciers : l'affinement de la taille de grain, le durcissement par solution solide, par précipitation ou par un effet composite lorsque la microstructure est multiphasée.

En contrôlant les paramètres des traitements thermomécaniques et par l'introduction de éléments qui inhibent la croissance, la diminution de la taille de grain permet d'obtenir des valeurs importantes de la limite d'élasticité, de la résistance mécanique et de l'allongement.

Le durcissement par solution solide accroît également la limite d'élasticité : les champs de contraintes créés par l'introduction des éléments interstitiels comme le carbone ou l'azote interagissent avec les dislocations et bloquent leurs mouvements. Les éléments de substitution provoquent une forte distorsion du réseau cristallin qui gêne le glissement des dislocations. Ce type de durcissement augmente avec la différence de taille entre les atomes des solutés et ceux du fer. La microstructure de ces aciers est composée principalement de ferrite et de perlite.

Si la dispersion des précipités dans la matrice est judicieusement contrôlée, leur interaction avec les dislocations peut engendrer un durcissement supplémentaire. En général, ces précipités sont des carbures, principalement la cémentite Fe_3C.

Le développement des aciers Dual Phase [KB79, KB81] introduit le concept de durcissement par effet composite. Cette fois, la microstructure est composée de ferrite et de martensite, les propriétés mécaniques des deux phases étant très différentes. Au durcissement par précipitation se rajoute un durcissement créé par la redistribution des contraintes entre les phases. La figure 5 montre la combinaison résistance vs. ductilité pour plusieurs classes d'aciers suivant les différents mécanismes de durcissement.

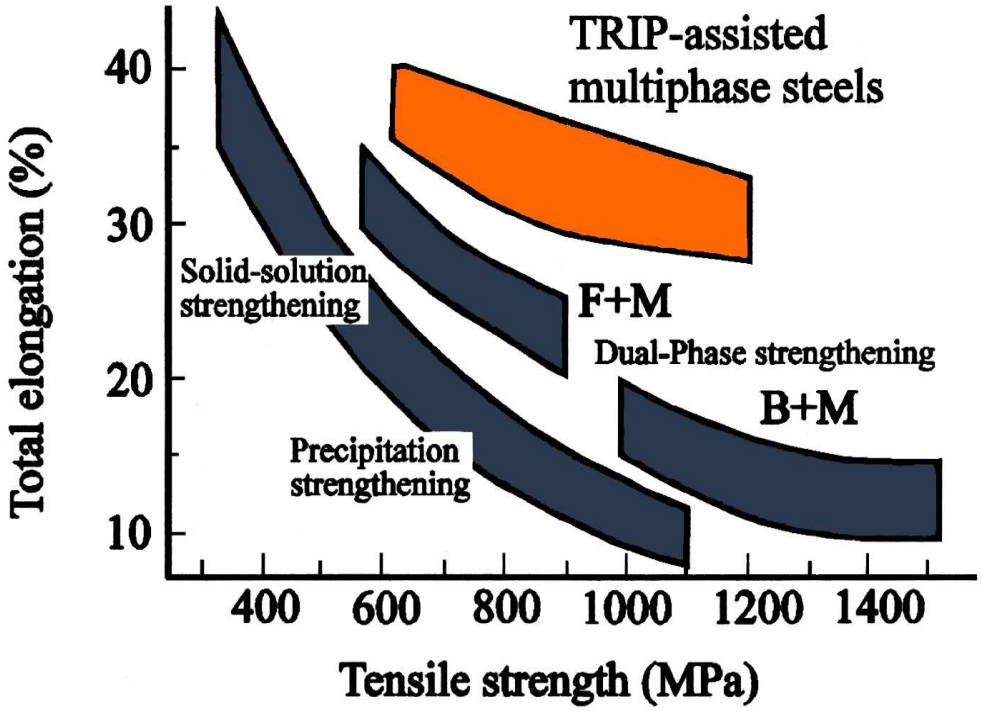


FIG. 5 – Caractéristiques mécaniques des aciers suivant le mécanisme de durcissement. F=ferrite, B=bainite, M=martensite [Fur03]

L'interaction entre la matrice ferritique (phase molle) et la martensite (phase dure) est le principal facteur responsable de l'augmentation des caractéristiques mécaniques des aciers Dual Phase [RAD+79, GST85, SGT85, BR83, RB82]. Couramment utilisés dans l'industrie, ces aciers

ont une faible teneur en carbone (0.05-0.15 wt%) et contiennent aussi du manganèse (1-1.5 wt%), du silicium (~0.4 wt%), ainsi que d'autres éléments comme le chrome, le molybdène et le vanadium [SDM81]. Différentes caractéristiques mécaniques peuvent être obtenues en modifiant la fraction volumique des phases, leur composition, leur taille et distribution par des changements adéquats de la composition chimique de l'alliage ou en jouant sur les paramètres de laminage et des cycles thermiques. La figure 6 montre que la résistance mécanique des aciers Dual Phase (DP) augmente avec la fraction volumique de la martensite, tandis que la ductilité diminue. Un bon compromis pour la mise en forme est obtenu pour des quantités de martensite allant de 20 à 40 %.

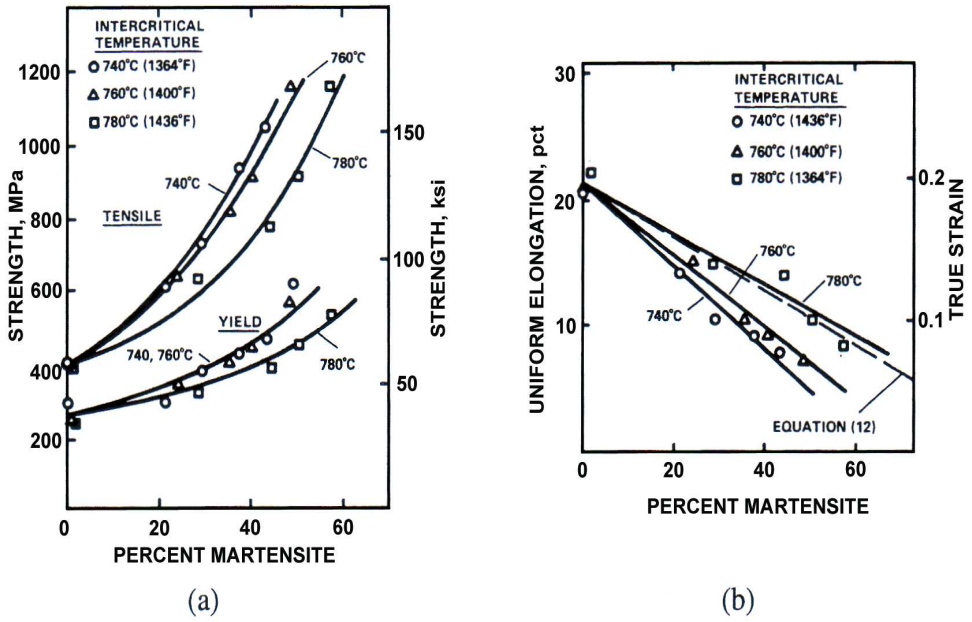


FIG. 6 – Évolution des propriétés mécaniques – (a) limite d'élasticité, résistance mécanique et (b) allongement homogène – en fonction de la quantité de martensite dans un acier DP [SM79]

Des auteurs [RAD+79, Sac83] ont rapporté la présence de l'austénite résiduelle dans la microstructure des aciers Dual Phase. La question qui se posait désormais était de savoir si, à l'instar des aciers inoxydables instables, l'effet TRIP peut contribuer à l'augmentation des propriétés mécaniques, i.e. augmentation de la résistance mécanique et de la ductilité du matériau.

Le traitement dual phase ne permet pas de retenir l'austénite en quantité suffisante à la température ambiante et contrairement aux aciers TRIP inoxydables hautement alliés, l'ajout d'éléments d'addition, comme le nickel, qui permettent de stabiliser l'austénite, est interdite pour des raisons de coût. On a eu alors l'idée de modifier les paramètres du cycle thermique et de se servir de la transformation bainitique pour enrichir l'austénite en carbone et, ainsi, la stabiliser à la température ambiante. La transformation bainitique est donc un outil puissant et indispensable pour produire des aciers TRIP faiblement alliés, comme celui de notre étude.

Les aciers TRIP ont ainsi profité lors de leur développement des connaissances accumulées tout au long des années et issues des études sur d'autres classes d'aciers. Ils sont proches des aciers Dual Phase au niveau de leur microstructure multiphasée, obtenue en contrôlant le cycle thermique appliqué. Comme les aciers TRIP inoxydables, ils ont la possibilité de développer un effet TRIP qui augmente la capacité de déformation et d'écrouissage du matériau lors des sollicitations mécaniques. La figure 7 compare les caractéristiques mécaniques des aciers TRIP aux propriétés d'autres alliages métalliques ordinairement utilisés dans l'industrie.

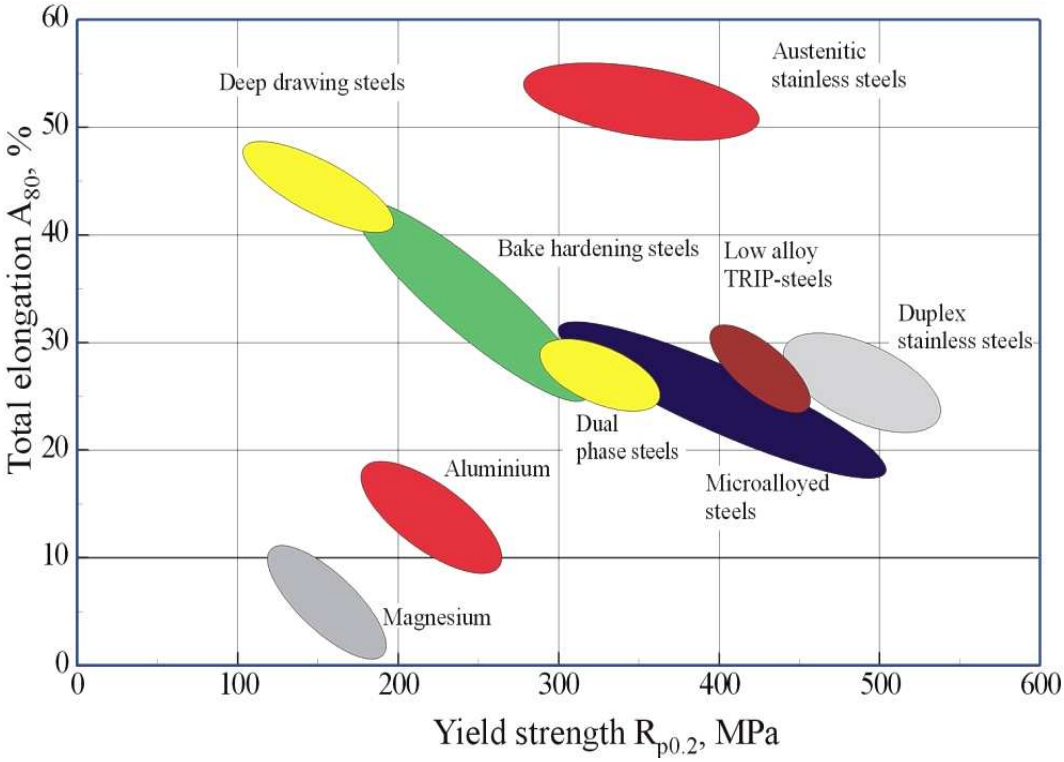


FIG. 7 – Comparaison des propiétés mécaniques de différentes classes d'alliages métalliques [Ble02]

2 – Métallurgie des aciers TRIP

De nombreuses études ont été consacrées à l'optimisation des paramètres des cycles thermiques, du laminage et de la teneur en éléments d'addition en vue de mettre au point des aciers TRIP performants. Ce paragraphe regroupe les principaux résultats de ces travaux et décrit le rôle de première importance que joue la transformation bainitique pour obtenir une structure multiphasée et, en particulier, pour stabiliser l'austénite résiduelle.

Il a été montré [RvdA77, SM79] que l'austénite résiduelle présente dans la microstructure des aciers Dual Phase joue un rôle positif dans l'amélioration de leurs propriétés mécaniques. De plus, si cette austénite est suffisamment stable, la résistance mécanique et la ductilité de ces aciers sont encore augmentées [GST85, SGT85, Sac83].

En même temps, le développement et l'utilisation à large échelle des aciers TRIP imposent des contraintes sévères pour le coût de production de ces aciers. Par conséquent, l'ajout massif des éléments d'addition pour retenir l'austénite (comme le nickel) est interdit.

Comme des teneurs en carbone[4] de l'ordre de 0.15 % sont courantes dans les aciers Dual Phase, l'idée était d'essayer d'utiliser ce carbone pour stabiliser l'austénite à la température ambiante. Aussi, cette stabilisation doit se faire après le recuit intercritique. À travers la transformation bainitique et ses mécanismes intrinsèques qui permettent a priori d'obtenir une austénite sursaturée en carbone, le développement des aciers TRIP faiblement alliés et qui contiennent de l'austénite résiduelle à la température ambiante est envisageable.

2.1 – La transformation bainitique

Dans l'intervalle de température allant de 350 à 550 °C, où ni la transformation perlitique, ni la transformation martensitique n'ont lieu, des fins agrégats aciculaires ou en forme de lattes contenant de la ferrite, de la cémentite et de l'austénite résiduelle se forment. Le terme utilisé pour désigner ces structures intermédiaires est bainite, d'après Edgar Bain, le premier à avoir étudié systématiquement la décomposition isotherme de l'austénite [DBP70]. Les caractéristiques de cette transformation suggèrent un mécanisme diffusionnel à haute température (comme pour la transformation ferrito-perlitique) et un mécanisme displacif à basse température (comme pour la transformation martensitique). Cependant, les points de vue quant aux mécanismes de formation de la bainite restent assez controversés : d'une part il y à l'école "diffusion" [AL75, PH84] qui, en postulant la diffusion et la redistribution des atomes de carbone aux interfaces, considère cette transformation comme une décomposition eutectoïde de l'austénite durant laquelle les grains de ferrite et de cémentite croissent à une certaine vitesse par mouvement d'interfaces. D'autre part, l'école "displacive" [BE80, BC90] considère que, à l'instar de la transformation martensitique, quand la transformation a lieu, la bainite formée a la même composition que l'austénite. Il est maintenant établi [Bha92] que la transformation bainitique se décompose en deux étapes : croissance de la bainite suivie par une précipitation des carbures.

Selon Hehemann et Aaronson [HKA72], trois définitions de la bainite peuvent être utilisées : une définition microstructurale, une définition cinétique et une définition cristallographique. Pour la première la bainite est un agrégat non-lamellaire de ferrite et de carbures. La définition cinétique est basée sur l'existence d'une courbe en C propre à la bainite et sur le caractère *incomplet* de la transformation. L'effet de relief observé lors de la transformation bainitique, les relations d'orientation, l'existence d'un plan d'habitat permettent de définir certaines caractéristiques cristallographiques de la bainite de façon similaire à la martensite.

La nature de cette phase change quand la température diminue. Suivant le mode de précipitation des carbures, lui même dépendant de la température à laquelle la transformation a lieu, on distingue deux types de bainite [Meh39] : la bainite supérieure (upper bainite) pour les hautes températures et la bainite inférieure (lower bainite) pour les températures plus basses.

[4] très efficace élément gammagène

2.1.1 – Mécanismes de la transformation bainitique

La bainite est un agrégat ("sheaves", en anglais ou paquets) contenant des lattes de ferrite séparées par des régions de phases résiduelles composées de martensite, d'austénite résiduelle ou de cémentite formées lors de la croissance des lattes de ferrite bainitique. À l'intérieur d'un paquet donné, les lattes ont tendance à adopter la même orientation cristallographique.

Dans les aciers TRIP la transformation bainitique implique une succession ou une compétition d'évènements [Jac98]. La figure 8 schématise la formation d'un paquet bainitique : une latte germe aux joints de grains de l'austénite et croît à l'intérieur de ce grain jusqu'à ce que sa croissance soit bloquée par un empilement de dislocations à l'interface austénite/ferrite ou par la déformation plastique de l'austénite. La réaction continue avec la formation d'une nouvelle latte à l'extrémité de celle formée auparavant. Le processus se poursuit par des successions de germinations et croissances de nouvelles sous-structures.

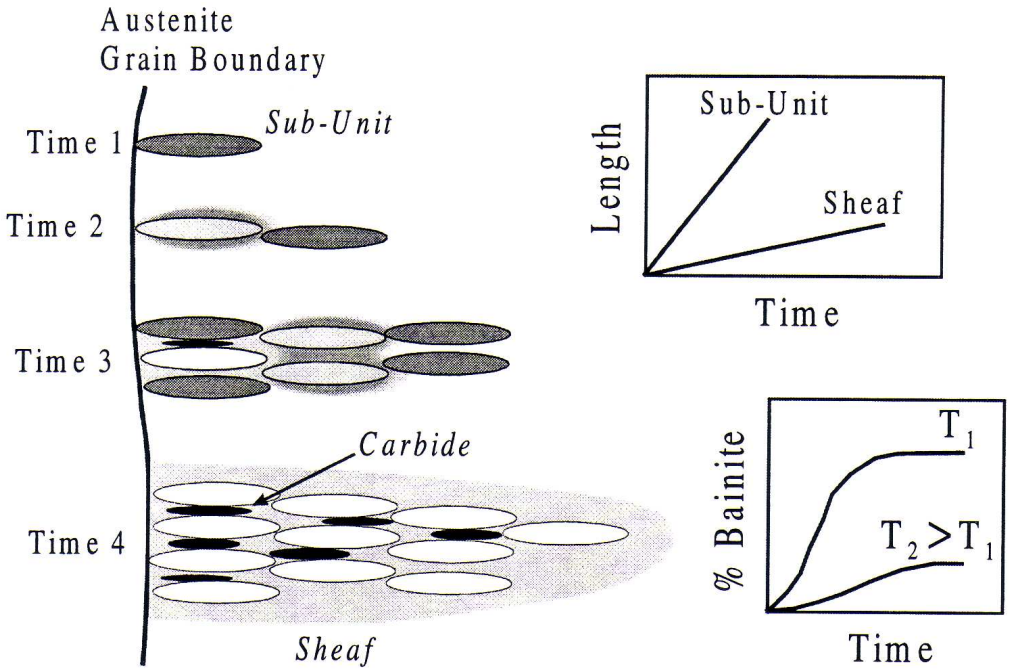


FIG. 8 – Illustration du développement d'un agrégat bainitique [Bha92]

Après la formation d'une latte, le carbone en excès peut diffuser dans l'austénite non encore transformée ou alors, si l'austénite est sursaturée, précipiter pour former de la cémentite. Il a été montré [BW82] que, durant la transformation bainitique, seul le carbone est redistribué et non pas les autres éléments d'addition. Ces conditions sont dites de "paraéquilibre".

2.1.2 – Bainite supérieure. Bainite inférieure

La comparaison du temps nécessaire pour décarburer la bainite avec celui nécessaire pour la précipitation de la cémentite permet la distinction entre la bainite supérieure et la bainite inférieure, figure 9 :

- ⋆ à haute température, la redistribution du carbone est rapide. La cémentite précipite entre les lattes de bainite et/ou à l'interface ferrite/austénite. De la bainite supérieure est formée ;
- ⋆ à une plus basse température, la redistribution du carbone ne peut pas se faire sur une telle distance. Il y a précipitation des carbures à l'intérieur des lattes de bainite et aussi, comme pour la bainite supérieure, précipitation de la cémentite entre les lattes bainitiques et/ou à l'interface ferrite/austénite. C'est le mécanisme de formation de la bainite inférieure.

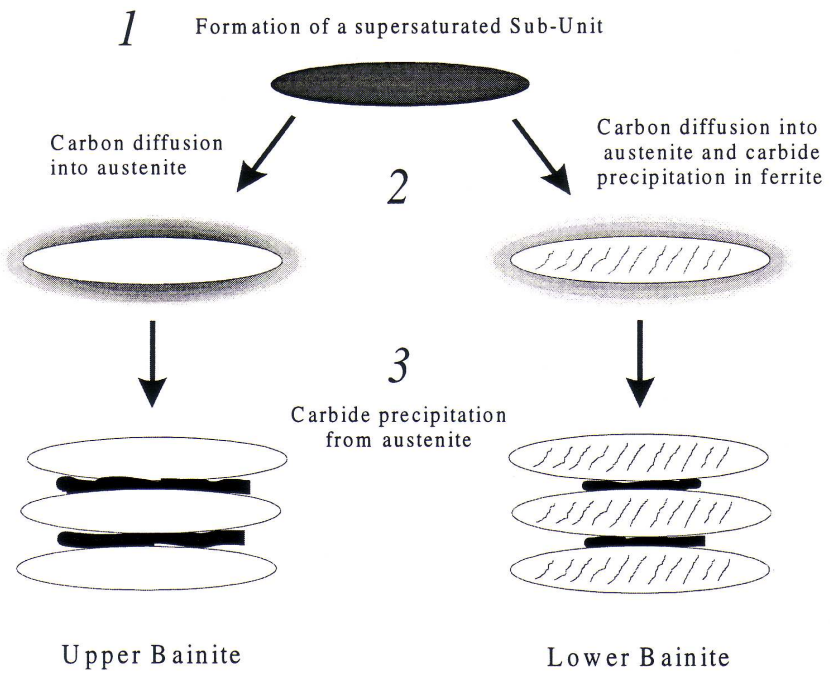


FIG. 9 – Schéma de formation de la bainite supérieure et de la bainite inférieure [Bha92]

La bainite supérieure

La morphologie de la bainite supérieure résulte de la décomposition de l'austénite en ferrite et en cémentite. La bainite supérieure a une concentration de carbone beaucoup plus basse (< 0.03 %C) que l'austénite à partir de laquelle elle se forme et donc plus la taille des lattes augmente et plus l'austénite résiduelle s'enrichit en carbone. C'est une caractéristique de la bainite supérieure qui se forme entre 550 et 400 °C, quand la diffusivité du carbone est encore suffisante pour permettre le partitionnement entre l'austénite et la ferrite [Hon81]. Par conséquent, les carbures ne précipitent pas à l'intérieur des lattes mais dans l'austénite, à la périphérie des joints de lattes, quand une concentration critique en carbone est atteinte.

Dans un même agrégat bainitique, toutes les lattes ont la même orientation (un même variant de la relation de Kurdjumov-Sachs avec l'austénite mère). Par contre, à l'intérieur d'un grain d'austénite, les paquets peuvent avoir des orientations fort différentes (avec respect de leur variant d'orientation de la relation de Kurdjumov-Sachs). La densité des dislocations dans les lattes augmente pour des températures de transformation décroissantes et, même pour les hautes températures de transformation, cette densité est plus importante dans la bainite que dans la ferrite.

La morphologie de la cémentite formée entre les lattes dépend de la teneur en carbone de l'acier. Pour une faible teneur en carbone, les carbures précipitent sous forme d'un fil discontinu de particules isolées le long des lattes de bainite, alors que dans un acier à haute teneur en carbone ces fils sont continus. Dans d'autres aciers, les carbures ne précipitent pas et l'austénite enrichie en carbone reste comme un film entre les lattes bainitiques et peut se transformer au refroidissement en martensite. C'est la bainite *granulaire*.

Il n'existe pas de relation d'orientation unique entre la ferrite et la cémentite. Les relations de Kurdjumov-Sachs [KS30] sont vérifiées entre la ferrite et l'austénite et les relations de Pitsch entre l'austénite et la cémentite :

$$(001)_{Fe_3C}//(\bar{2}25)_\gamma$$
$$[100]_{Fe_3C}//[\bar{5}54]_\gamma$$
$$[010]_{Fe_3C}//[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma$$

La bainite inférieure

La morphologie de la bainite inférieure est plus aciculaire et se rapproche de celle des aiguilles de martensite. Le mode de germination est un peu différent de celui de la bainite supérieure : des aiguilles germent aux joints de grains de l'austénite, mais aussi à l'intérieur de ces grains (germination intragranulaire). Des aiguilles secondaires se forment à partir des aiguilles primaires loin des joints de grains. Elles ont une densité de dislocations plus importante que celle des lattes de la bainite supérieure, mais pas aussi grande que la martensite de composition similaire. La cristallographie des lattes dépend de la température de transformation et de la teneur en carbone de l'acier et il y a une forte ressemblance avec les mécanismes de la transformation martensitique.

Une autre caractéristique de la formation de ce type de bainite est la croissance des carbures à l'intérieur de lattes de bainite. En fonction de la température et de la composition chimique de l'acier, ces particules correspondent soit aux carbures ε, soit à de la cémentite. Le silicium favorise la formation des carbures ε en retardant la germination de la cémentite. Les lattes de cémentite se développent selon la direction $< 111 >_\alpha$ et respectent des relations d'orientation avec la ferrite identiques à celles rencontrées dans la martensite revenue, connues sous le nom de relations d'orientation de Bagaryatski :

$$[100]_{Fe_3C}//[\bar{1}01]_\alpha$$
$$[010]_{Fe_3C}//[111]_\alpha$$
$$[001]_{Fe_3C}//[\bar{1}2\bar{1}]_\alpha$$

Contrairement à la martensite revenue, les particules de cémentite dans la bainite inférieure donnent lieu à un seul variant de la relation d'orientation, ce qui suggère que la précipitation ne s'est pas produite à l'intérieur des lattes après leur formation, mais que la germination de la cémentite s'est produite à l'interface γ/α et la croissance a eu lieu tandis que l'interface se déplaçait. Il semble donc que la transformation bainitique soit à la base un processus contrôlé par le mouvement d'interfaces conduisant à la précipitation de la cémentite qui décroît la teneur en carbone dans l'austénite et augmente la force thermodynamique pour continuer la transformation.

2.1.3 – Stabilisation de l'austénite lors la transformation bainitique

La redistribution du carbone qui accompagne la transformation bainitique est un des facteurs responsables de la stabilisation de l'austénite. Après la formation probablement displacive de la ferrite bainitique, la formation de la cémentite est, quant à elle, un phénomène secondaire. Si la précipitation des carbures povait être ralentie ou empêchée de se dérouler en même temps que la transformation bainitique, alors l'austénite pourrait suffisamment s'enrichir en carbone. Le silicium (ou l'aluminium) sont connus comme des éléments dont la solubilité dans la cémentite est très faible. Dans un acier à haute teneur en silicium, pour que la cémentite puisse précipiter, des zones appauvries en silicium doivent se former. Comme la température de la transformation est suffisamment basse, le temps de diffusion de ces éléments en substitution est assez long et donc, la précipitation de la cémentite est supprimée.

Nous avons vu que l'enrichissement en carbone de l'austénite accompagne la transformation bainitique dans les aciers à haute teneur en silicium et que l'austénite peut être retenue à la température ambiante. Aussi, il est très utile de connaître la quantité de carbone qui peut être absorbée par l'austénite.

Le mécanisme non-diffusionnel de la transformation couplé au fait que la précipitation de la cémentite est bloquée font que la transformation s'arrête avant d'être complète [GJR+99]. La fraction volumique d'austénite retenue dépend (entre autres) de la température à laquelle la transformation bainitique a eu lieu.

À une température donnée, la tangente commune aux courbes d'énergie libre permet de trouver les deux limites pour la concentration de carbone dans les phases à l'équilibre

(Ae_1 et Ae_3), figure 10. Comme la formation de la bainite est un mécanisme non-diffusionnel, alors, uniquement l'austénite ayant une teneur en carbone inférieure à sa concentration c_{T_0}, où austénite et ferrite de même composition ont également la même énergie libre, peut se transformer en ferrite ayant la même composition. La condition thermodynamique d'une transformation displacive fixe donc la borne supérieure pour la teneur en carbone de l'austénite, ce qui est représenté par la courbe T_0 de la figure 10. En l'absence de précipitation de la cémentite pour réduire la teneur en carbone de l'austénite, les lattes de bainite germent et croissent dans l'austénite qui elle même continue à s'enrichir en carbone (lors de la formation des lattes de bainite, du carbone est rejeté aux interfaces) jusqu'à ce que la teneur en carbone de l'austénite ait atteint sa valeur maximale. Pour une température de transformation donnée, quand cette valeur, donnée par la courbe T_0[5] est atteinte, la transformation s'arrête et l'austénite ne se transforme plus. Un maintien à cette température ne fera plus progresser la transformation bainitique.

Sur la courbe T_0, on constate que plus la température de transformation est basse et plus la teneur en carbone de l'austénite est importante. Si la transformation obéissait à un mécanisme diffusionnel (ou reconstructif), la teneur maximale en carbone de l'austénite aurait suivi la courbe correspondant à la valeur d'équilibre Ae_3.

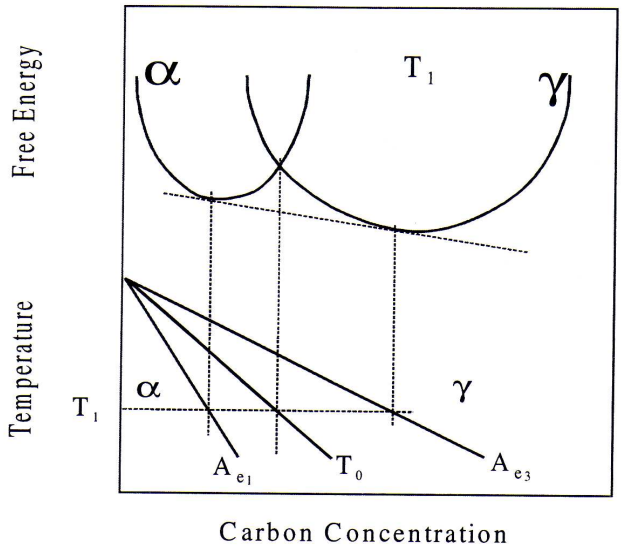


FIG. 10 – Explication de l'origine de la courbe T_0 sur un diagramme de phase en considérant les énergies libres de la ferrite et de l'austénite [Bha92]

En conclusion, la redistribution du carbone et le blocage de la précipitation de la cémentite par le silicium et/ou l'aluminium permettent l'enrichissement en carbone de l'austénite résiduelle et sa stabilisation. Ce mécanisme est utilisé dans les aciers bainitiques (à très haute résistance mécanique) dans lesquels l'austénite résiduelle a un rôle positif sur les propriétés mécaniques.

2.2 – Élaboration des aciers TRIP

Le développement de nouveaux aciers TRIP est le résultat des phénomènes décrits ci-dessus : comme les aciers Dual Phase ils ont une structure multiphasée, et, tout comme les aciers inoxydables instables, ils ont la possibilité de produire un effet TRIP lors des sollicitations mécaniques, mais, dans ces aciers, l'austénite résiduelle est retenue grâce à la transformation bainitique.

[5] T_0 ne représente pas une température, mais l'évolution avec la température de transformation de la teneur maximale en carbone de l'austénite qui permet sa transformation en bainite par un mécanisme displacif

Afin d'obtenir une structure multiphasée contenant de l'austénite résiduelle, le cycle thermique utilisé pour les aciers Dual Phase est légèrement modifié par introduction d'un palier de maintien isotherme dans la région bainitique [MST87a]. Les figures 11-(a) et 11-(b) illustrent les cycles thermiques correspondant aux aciers DP et, respectivement, aux aciers TRIP laminés à froid (on rappelle que, dans le cas des aciers TRIP laminés à chaud, la phase de recuit intercritique est absente).

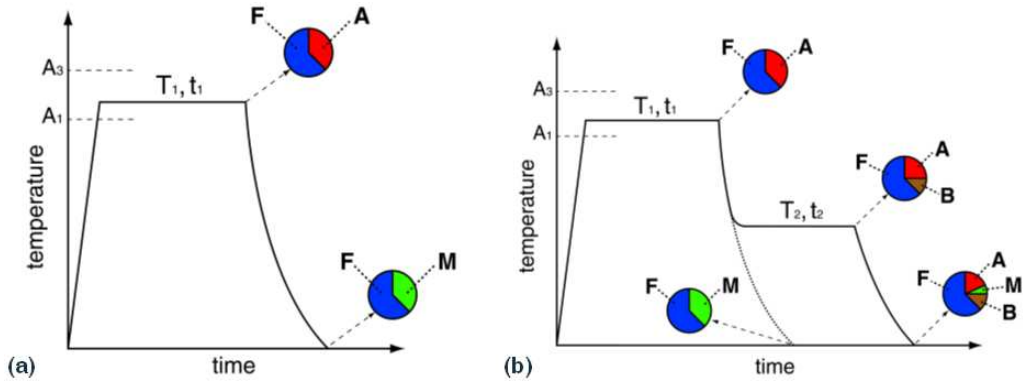


FIG. 11 – Cycles thermiques et microstructure (a) des aciers Dual Phase et (b) des aciers TRIP. F=ferrite, A=austénite, B=bainite, M=martensite

Pendant le recuit intercritique entre A_1 et A_3, à cause de la faible solubilité du carbone dans la ferrite et de sa faible teneur dans l'alliage, le carbone et le manganèse se concentrent dans l'austénite. À cette température, la microstructure est formée d'austénite et de ferrite, figure 12. Quand la dureté de la matrice, contrôlée par la taille de grain de la phase ferritique,

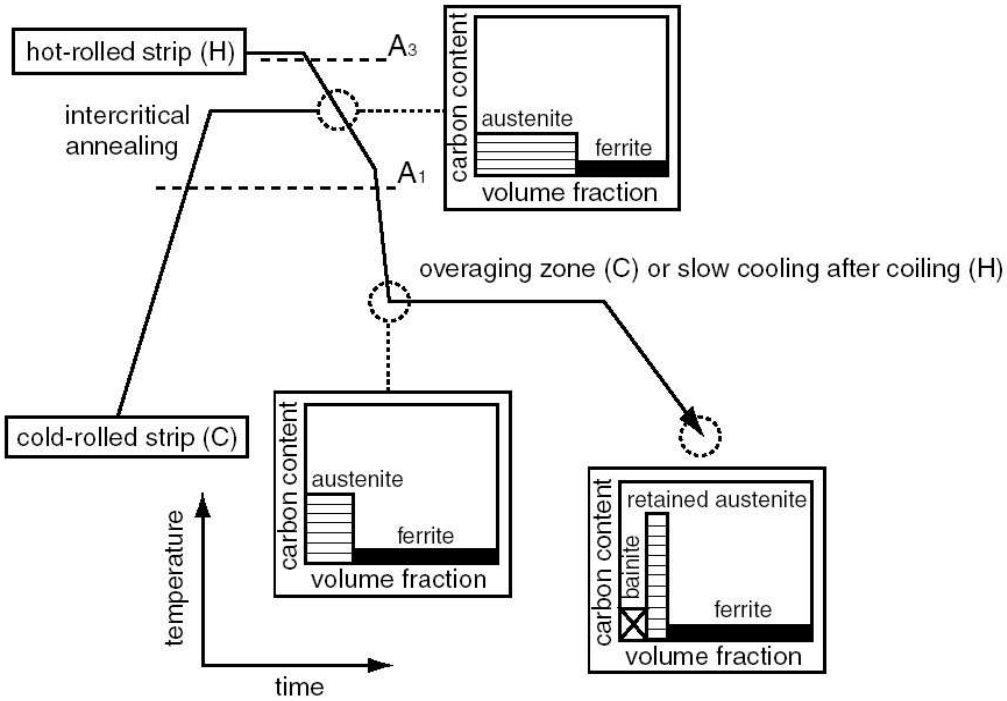


FIG. 12 – Processus de fabrication des aciers TRIP [SIK+95]

atteint le niveau souhaité, l'acier est rapidement refroidi à environ 450 °C à une vitesse qui empêche la formation de la perlite. La transformation bainitique a ensuite lieu. En présence du silicium et comme la formation de la cémentite est inhibée, le carbone se concentre dans l'austénite non transformée. La température M_s chute en dessous de la température ambiante ;

une microstructure où la bainite et l'austénite coexistent aux joints de grains de la ferrite est ainsi obtenue.

La figure 13 montre la microstructure correspondant aux différentes étapes du cycle thermique de la figure 11-(b) :

- ⋆ (1) → α et γ pendant le recuit intercritique ;
- ⋆ (2) → α et γ, début de la décomposition de l'austénite et germination de la ferrite aux joints de grains et en particulier aux points triples pendant le refroidissement à 10-50 °C·s^{-1} ;
- ⋆ (3) → α, α_b et γ_r pendant et après le maintien isotherme dans une plage de température de 350 à 500 °C.

À la température ambiante, la microstructure des aciers TRIP est donc composée de ferrite, de bainite, d'austénite résiduelle métastable et dans certains cas, de martensite. Le domaine de stabilité de ces phases est donné par le diagramme d'équilibre métastable Fe-Fe$_3$C.

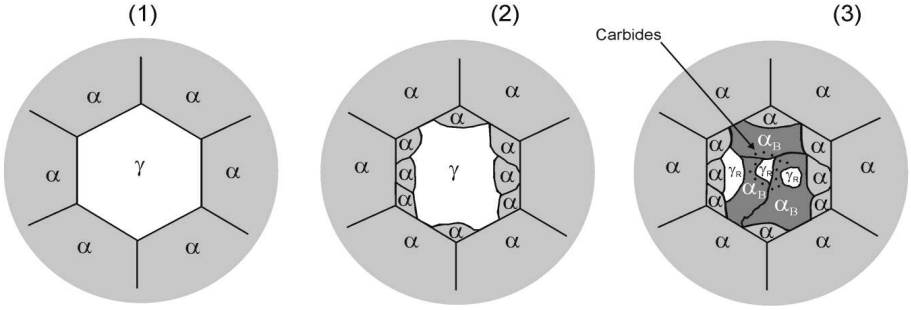


FIG. 13 – Formation de la microstructure de l'acier au cours du cycle thermique. α=ferrite, γ=austénite, γ_r=austénite résiduelle, α_b=bainite [OBH02]

Une modélisation micromécanique du comportement des aciers multiphasés devra introduire des paramètres pertinents pour décrire la microstructure. À côté des paramètres classiques liés à la taille, forme et orientation des grains, des paramètres supplémentaires, propres à une microstructure multiphasée, devraient intervenir. Parmi eux, la fraction volumique et la stabilité des phases, la composition chimique locale, figure 14.

2.3 – Rôle de l'austénite résiduelle

Nous avons vu que la microstructure multiphasée des aciers Dual Phase et des aciers TRIP confère à ces deux familles d'aciers d'excellentes propriétés mécaniques. Dans le cas de Dual Phase, cela résulte plutôt de l'interaction entre une phase dure (la martensite) et une phase molle (la matrice ferritique). Pour les aciers TRIP, la transformation induite par la déformation mécanique de l'austénite résiduelle en martensite (effet TRIP) couplée à leur microstructure multiphasée sont les facteurs responsables de leur propriétés mécaniques.

Si des faibles quantités d'austénite résiduelle sont toujours présentes à la température ambiante dans les aciers Dual Phase [RvdA77, YYKK83], leur influence sur les propriétés mécaniques est faible en comparaison avec la contribution des autres phases, comme la martensite ou la ferrite [SM79]. Par contre, sous la condition d'une stabilité suffisante, son influence positive sur le comportement mécanique à travers un faible effet TRIP a été prouvée par Sachdev [Sac83] et Goel et al. [GST85, SGT85]. Ces auteurs ont montré qu'une plus grande stabilité de l'austénite résiduelle conduit à des meilleures propriétés mécaniques. La figure 15-(a) illustre ces résultats : une austénite instable n'a que peu d'influence sur le comportement, tandis qu'une austénite plus stable provoque l'augmentation du coefficient d'écrouissage lors de la déformation plastique et l'amélioration des propriétés mécaniques.

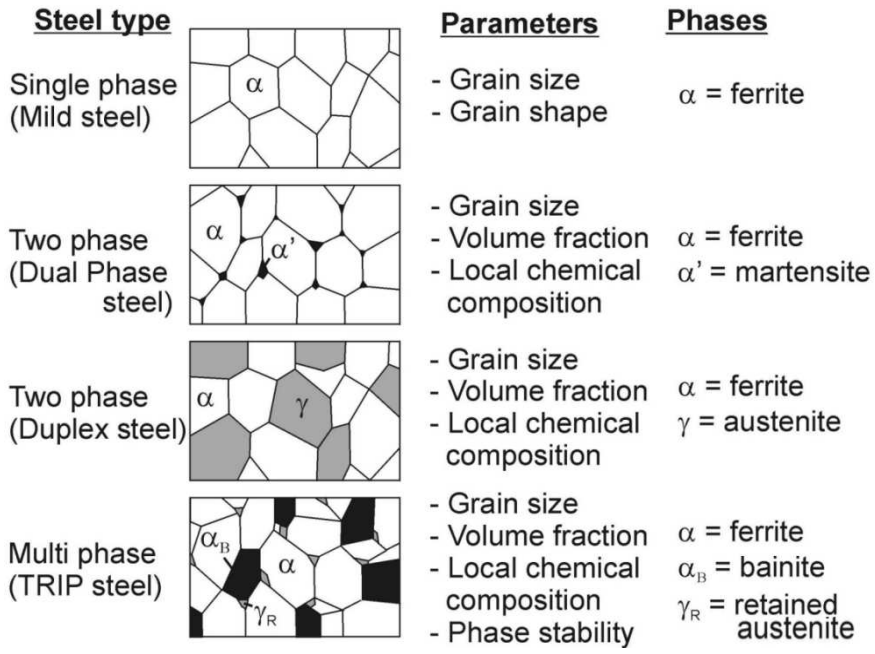


FIG. 14 – Caractérisation de la microstructure des aciers multiphasés [Ble02]

La figure 15-(b) montre que, suivant les traitements thermiques appliqués, des caractéristiques mécaniques spécifiques à chaque type de microstructure peuvent être obtenues [JCH+98]. En termes de résistance mécanique, deux bornes sont mises en évidence : la première correspond à une microstructure composée de ferrite et de bainite (borne inférieure), alors que la deuxième correspond à une microstructure standard dual phase, composée de ferrite et de martensite. Aussi, ces bornes correspondent au plus bas produit $Rm \cdot \varepsilon_h$ indiquant une moins bonne aptitude à la mise en forme. Tout autre traitement thermomécanique conduisant à une microstrucutre multiphasée contenant de l'austénite résiduelle est au-dessus de cette limite, ce qui souligne une fois de plus l'importance de l'effet TRIP et de la microstructure multiphasée. Le contrôle strict des paramètres des cycles thermomécaniques est donc nécessaire pour obtenir des propriétés mécaniques fixées par le cahier des charges.

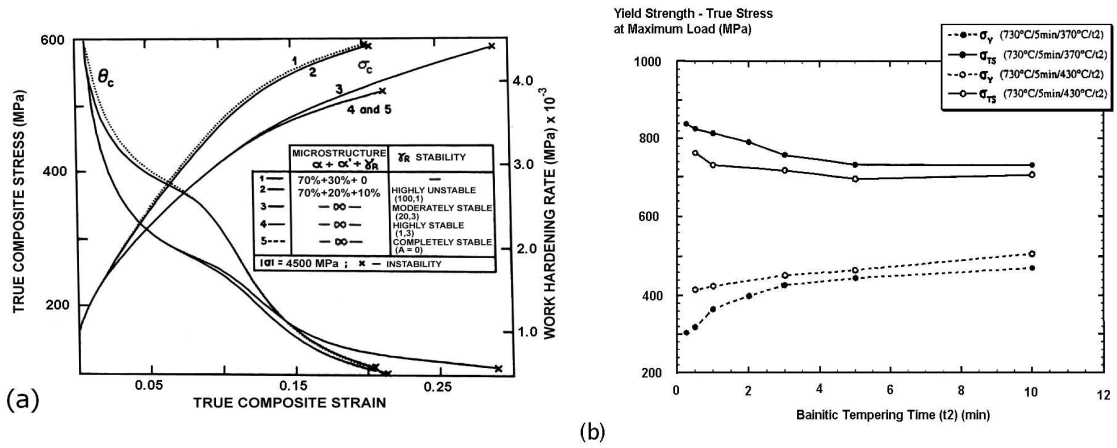


FIG. 15 – (a) Contrainte σ_c et taux d'écrouissage τ_c en fonction de la déformation pour un acier DP avec 70 % de ferrite, 20 % de martensite et 10 % d'austénite résiduelle avec différentes stabilités [SGT85] ; (b) Représentation du produit $\sigma_{TS} \cdot \varepsilon_h$ (isovaleurs à 10000 et 15000 MPa%, σ_{TS} représente la valeur vraie de Rm) avec indication de la microstructure. F=ferrite, A=austénite, B=bainite, M=martensite [JCH+98]

Pour les aciers TRIP, la combinaison de l'effet composite et de l'effet TRIP est responsable de leurs meilleures propriétés mécaniques. La figure 16 représente une synthèse des caractéristiques mécaniques des phases qui composent la microstructure de certains aciers. Il est évident qu'en combinant ces phases suivant les besoins, différentes caractéristiques mécaniques (σ_y, Rm, $Rm \cdot \varepsilon_h$) peuvent être obtenues. La figure 17 compare les caractéristiques mécaniques d'un acier DP à celles d'un acier TRIP.

Phase	Re, MPa	Rm, MPa	A, %	hardness, HV
interstitial free ferrite	100-150	~280	~50	-
ferrite (mild steel)	~220	~300	~45	-
ferrite (0.7 % Ni, 0.6 % Cr)	~330	~550	~35	~180
ferrite (13 % Cr)	~300	~500	>18	-
pearlite	~900	~1000	~10	-
cementite	~3000	-	-	800-1150
Nb carbonitride	-	-	-	2500-3000
bainite (~0.1 % C)	400-800	500-1200	<25	~320
martensite (~0.1 % C)	~800	~1200	<5	~380
martensite (~0.4 % C)	~2400	-	-	~700
austenite (18 % Cr, 8 % Ni)	~300	~600	>40	~240

-: no data available

FIG. 16 – Caractéristiques mécaniques des phases constituant la microstructure des aciers [Ble02]

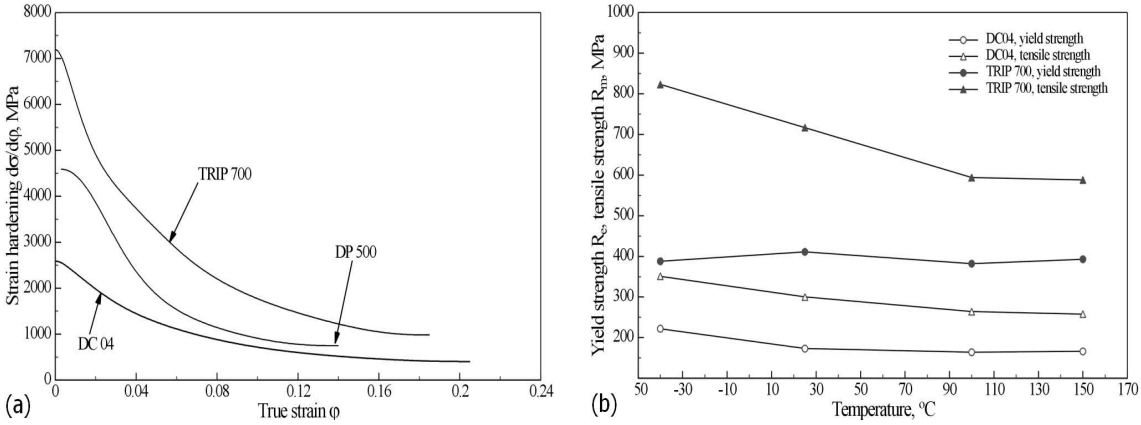


FIG. 17 – (a) Variation du coefficient d'écrouissage pour un acier TRIP 700 et pour un acier DP ; (b) Comparaison des propriétés mécaniques statiques (σ_y, Rm) d'un acier TRIP à celles d'un acier DP [Ble02]

Dans les nouveaux aciers TRIP obtenus après un traitement thermique tel que celui décrit au paragraphe I.2.2, l'austénite est retenue en quantité suffisante [SMK92b, JMK93, SUKH92] et, de la même façon que dans les aciers inoxydables instables, la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ a un effet de premier ordre sur le comportement mécanique du matériau [ZPFB67, CZP71, OA78]. Comme illustré sur la figure 18, l'austénite instable est la phase qui contrôle les propriétés mécaniques de ces aciers [SUKH92, THI91, MST92, MSIJ91], dont le produit $Rm \cdot \varepsilon_h$ en traction simple est excellent. Généralement, cela est synonyme d'une très bonne aptitude à la mise en forme.

La figure 19 montre la microstructure typique d'un acier TRIP, composée de ferrite et d'une dispersion de bainite–martensite–austénite résiduelle. La proportion et les caractéristiques des phases varient selon la composition chimique et le traitement thermomécanique appliqué à l'acier.

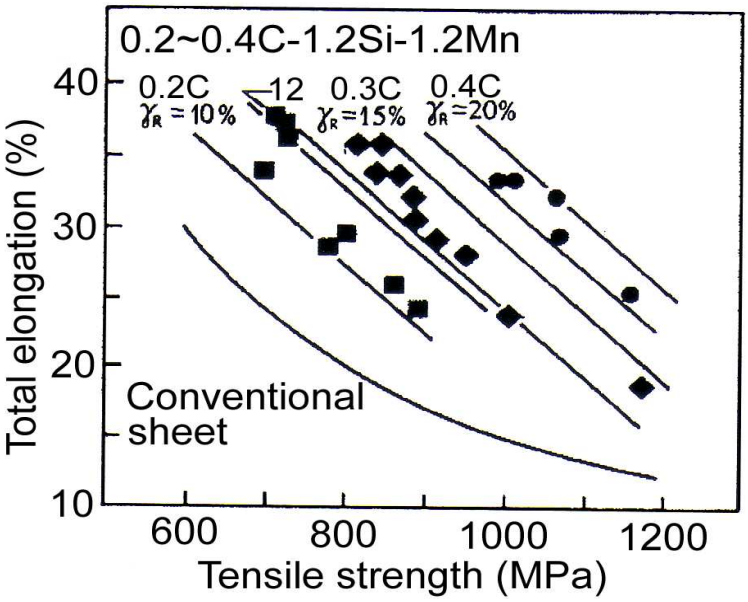


FIG. 18 – Variation des propriétés mécaniques avec la teneur initiale en austénite résiduelle [AH95]

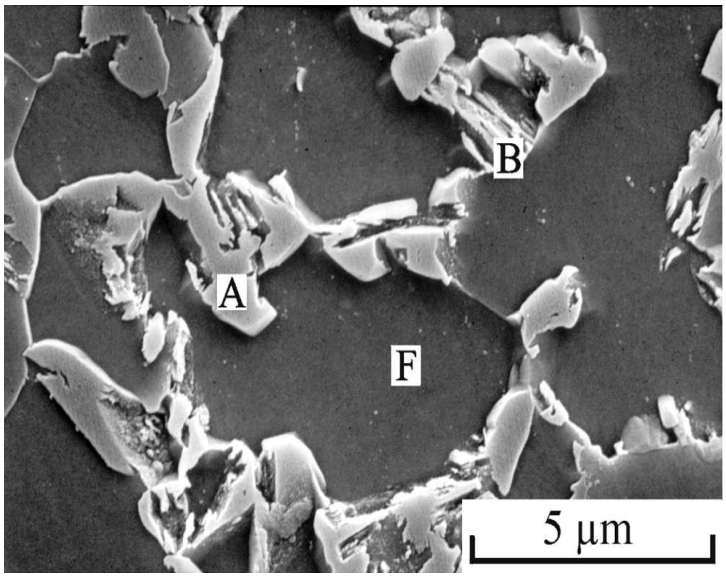


FIG. 19 – Micrographie MEB de la microstructure typique d'un acier TRIP. F=ferrite, A=austénite résiduelle, B=bainite [JPH02]

2.4 – Rôle des éléments d'addition

La composition chimique est le paramètre qui règle le plus directement les caractéristiques physico-chimiques et mécaniques des aciers. Les éléments d'addition ont donc un rôle essentiel à jouer lors de l'élaboration de différentes nuances.

Si pour les aciers inoxydables l'austénite est retenue à la température ambiante grâce à l'ajout massif des éléments d'addition, dans le cas des aciers TRIP faiblement alliés les contraintes industrielles liées aux coûts de fabrication interdisent de garder la même démarche. La figure 20 montre quelques compositions chimiques classiques d'aciers Dual Phase et d'aciers TRIP.

High alloy TRIP-aided steels							
grade	C	Mn	Si	Mo	Cr	Ni	Ti
1.4301	0.04	1.20	0.65	0.35	19.20	9.35	
1.4571	0.04	1.30	0.45	2.20	17.50	11.35	0.46
low alloy TRIP-aided steels							
				Al	P	Nb	V
Mn-Si	0.20	1.50	1.50				
Mn-Al	0.20	1.50	0.10	1.80			
Mn-P	0.15	2.00			0.03		
Mn-Si-Al	0.30	1.50	0.30	1.20			
Mn-Si-P	0.15	1.50	0.60		0.01		
Mn-Si-Nb	0.20	1.50	1.50			0.04	
Mn-Si-V	0.15	1.50	0.60				0.06
steels for comparison							
				Al	Cr	Ti	N
DP500	0.08	1.50	0.07	0.06	0.45	0.03	0.004
DC04	0.03	0.20	0.01	0.05	0.02		0.005

FIG. 20 – Compositions chimiques typiques des aciers TRIP (inoxydables et faiblement alliés) et des aciers DP (en wt%) [Ble02]

Les effets des éléments d'addition ont fait le sujet de nombreuses études. Certains auteurs traitent du rôle que joue le carbone pour stabiliser l'austénite [THI91, SMT91, Bha92], d'autres de celui du silicium ou du manganèse [KLCL01, LKOL02, PS99, GMJ+01, BKJK00, Jac98, SMK92b, SMT91, SMA91, MvDBC02, JGC+99, SLZ+02, TPH+02, CGC+02, LZ90] pour obtenir une microstructure multiphasée et améliorer les propriétés mécaniques du matériau. Les principaux résultats sont résumés dans les paragraphes qui suivent.

Effet du carbone

Outre son effet gammagène, le carbone stabilise l'austénite en abaissant les températures de transition M_s, M_f, M_d. Pour enrichir l'austénite en carbone, les principaux moyens d'action consistent à :

- ⋆ modifier la composition. La teneur en carbone doit néanmoins rester inférieure à 0,2 % pour préserver une bonne soudabilité ;
- ⋆ provoquer des transformations de phase rejetant du carbone à l'interface α/γ en agissant sur le traitement thermomécanique. Les paramètres de ces transformations, la température et le temps de maintien, ont une très forte influence sur les propriétés finales du matériau, cf. paragraphes 2.5.2 et 2.5.4 ;
- ⋆ augmenter l'interface α/γ en affinant la structure : diminuer Ar_3, ce qui permet de diminuer la température de laminage à chaud.

Effet du manganèse

Le manganèse est un élément gammagène. En retardant les transformations ferritique et perlitique, il favorise la formation de l'austénite résiduelle. Il est important de bien le doser, car s'il est utilisé en quantité importante l'austénite est trop stable et ne se transforme pas en martensite pendant la déformation plastique, ce qui a un effet négatif sur la ductilité.

Le manganèse a aussi pour effets de :

- ⋆ durcir le matériau en tant qu'élément en substitution ;
- ⋆ affiner la structure ferritique ;
- ⋆ abaisser la température de la transformation martensitique, M_s.

Effet du silicium

Le silicium inhibe la formation de la cémentite lors de la transformation bainitique. En outre, il permet de :

- ⋆ retarder la transformation perlitique, la présence de la perlite étant néfaste pour la ductilité du matériau ;
- ⋆ stabiliser la ferrite, car c'est un élément alphagène ;
- ⋆ durcir le matériau, car utilisé en solution solide de substitution ;
- ⋆ diminuer le temps pour obtenir la quantité maximale d'austénite résiduelle lors du maintien bainitique.

Ses inconvénients sont :

- ⋆ sa tendance à ségréger qui peut causer des hétérogénéités dans le matériau ;
- ⋆ son aptitude à former une calamine[6] qui peut poser des problèmes lors du laminage ;
- ⋆ sa tendance à diminuer l'aptitude à la soudabilité ;
- ⋆ un effet nocif lors de la galvanisation de la tôle ;
- ⋆ la dégradation de l'état de surface lors de l'opération de peinture.

Le ratio Si/Mn est relié à la formation des bandes dans le matériau : si ce rapport est de l'ordre de 0.4-0.6 des bandes de ségrégation peuvent se former. Parce que le manganèse peut ségréger dans ces bandes, elles peuvent persister après le recuit intercritique au moment où l'austénite résiduelle et la martensite se forment. La microstructure finale sera composée entre autres par ces bandes dans lesquelles des phases dures comme la martensite ou la bainite sont concentrées localement. Cette microstructure est fragile, ce qui constitue un inconvénient pour la ductilité. En conclusion, pour un pourcentage de carbone donné, augmenter la ductilité du matériau revient à fixer le ratio Si/Mn le plus haut possible (proche de 1), comme c'est le cas dans notre acier (cf. paragraphe II.1.1.3).

Autres éléments d'addition

Même si, pour le moment, les éléments d'addition utilisés pour la fabrication des aciers TRIP sont essentiellement le carbone, le manganèse et le silicium, beaucoup d'auteurs ont essayé d'éviter les écueils que pourrait créer l'utilisation de trop hautes teneurs en carbone ou en silicium. La diminution du taux de carbone et le remplacement partiel du silicium par de l'aluminium [GMJ+01, MKCF02, Mer02, MJHD02, Min02, TPH+02, THP02, PBK+02] semblent envisageables.

L'effet des autres éléments d'addition comme le niobium [TPH01, THP02, BCY98, BHP98, MvDBC02, OBH02], le phosphore [CES87, BMC02, MvDBC02, TPH+02], l'azote [BPK+02], le cuivre [LHS02, KLJP02, TPH+02, LKLL04], le nickel [KLJP02], le chrome [KLJP02] ou le molybdène [THP02] a également été étudié pour différents traitements thermomécaniques à travers l'analyse des microstructures obtenues et de leur impact sur les propriétés mécaniques.

Par exemple, le niobium affine le grain ferritique (figure 22-(b)) ; l'azote et le niobium contribuent à l'augmentation des propriétés mécaniques (figures 21, 22-(a), 22-(c)). Le

[6] calamine ou silice : oxyde formé dans les aciers

cuivre améliore la résistance à la corrosion et augmente les propriétés mécaniques par affinement des grains de ferrite et par précipitation à l'intérieur de ces grains (figure 23). En combinant Cr et Ni (environ 0.4 wt%) les caractéristiques mécaniques peuvent encore être améliorées (Rm>1100 MPa, ε_t>20 %) au détriment toutefois du coût de fabrication.

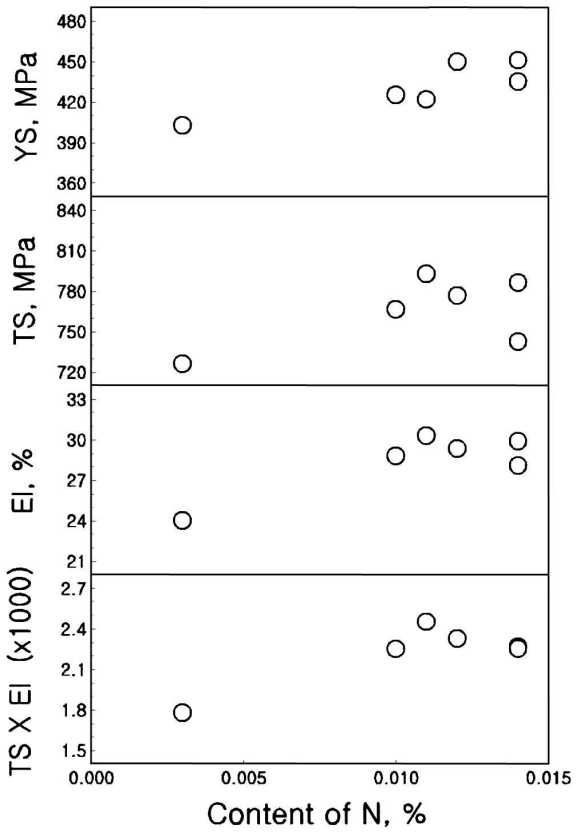


FIG. 21 – Évolution des propriétés mécaniques en fonction de la teneur en azote pour un acier TRIP 0.2C-1.5Mn-1.5Si-0.04Al (wt%) [BPK+02]

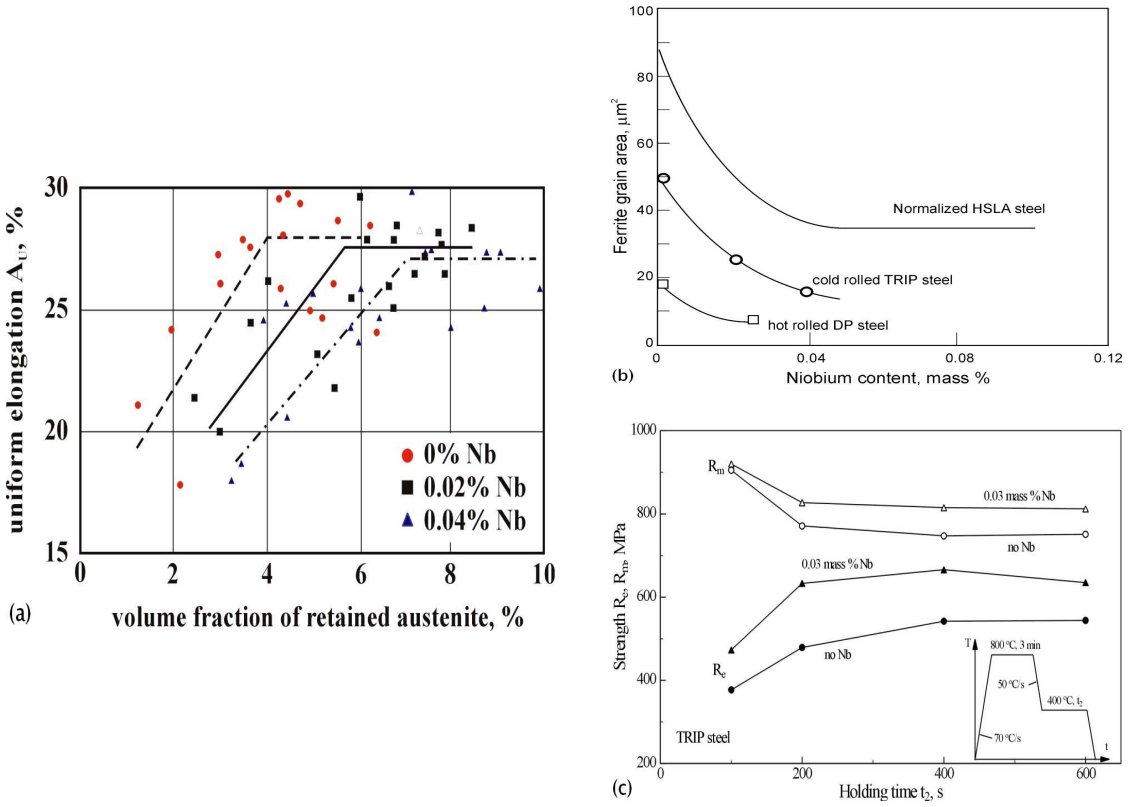


FIG. 22 – (a) Corrélation entre l'austénite résiduelle et l'allongement réparti pour différentes teneurs en niobium [Ble02] ; (b) Évolution de la taille de grain ferritique et (c) des propriétés mécaniques en fonction de la teneur en niobium pour un acier TRIP 0.2C-1.4Mn-0.5Si-0.75Al-0.04P (wt%) [OBH02]

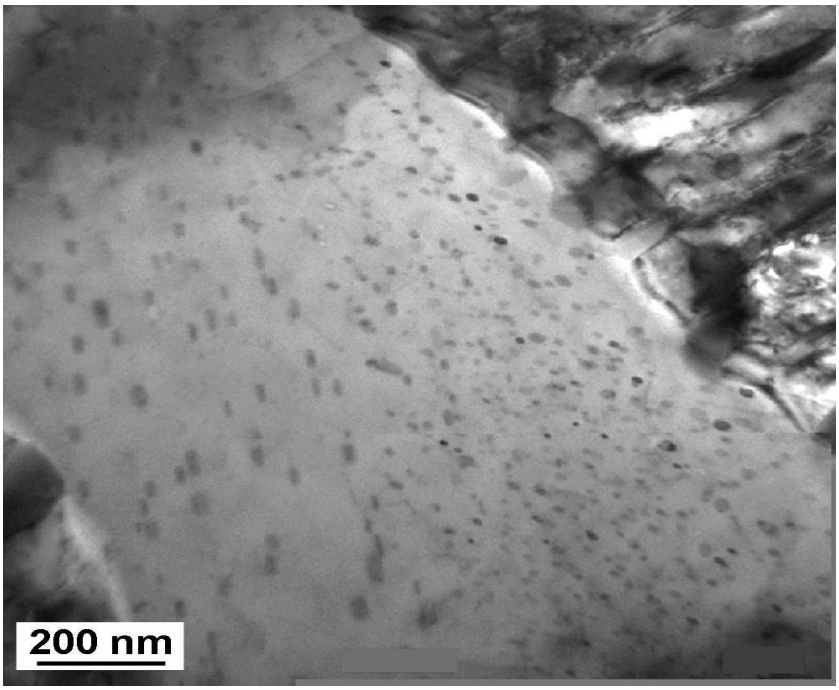


FIG. 23 – Durcissement par précipitation des particules Cu_ε dans un grain ferritique, micrographie MET [LHS02]

Pour conclure, la figure 24 illustre l'influence des éléments d'addition sur les paramètres du cycle thermomécanique. La figure 25 montre les effets de l'utilisation d'un élément spécifique et son impact sur la microstructure et les propriétés mécaniques.

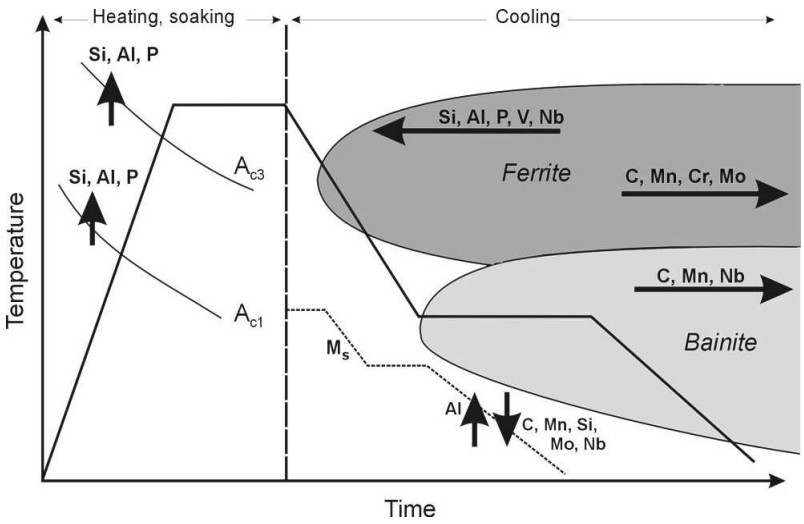


FIG. 24 – Illustration de l'influence des éléments d'addition sur les paramètres du cycle thermomécanique des aciers TRIP [Ble02]

Alloying element (typical contents)	influence/reason for addition	problems
C (0.15-0.30)	γ stabilizer determines the phase distribution determines retained austenite stability strengthens martensite	weldability toughness reduction
Mn (1.50-2.00)	γ stabilizer reduces a_C in α strengthens ferrite retards pearlite formation	carbide formation
Si (0.10-1.50)	α stabilizer increases a_C in α prevents Fe_3C formation strengthens ferrite	surface quality
Al (0.05-1.80)	α stabilizer prevents Fe_3C formation	M_s increase castability
P (0.01-0.30)	α stabilizer increases a_c in α retards the Fe_3C formation precipitation strengthens ferrite	segregation toughness
Nb (0.04)	grain refinement increases C in γ_R retards bainite formation reduces M_S temperature	
Cr, Mo (0.4)	α stabilizer retard pearlite and bainite formation	
V (0.06)	α stabilizer precipitation hardening	

FIG. 25 – Influence des éléments d'addition sur les caractéristiques microstructurales et mécaniques des aciers TRIP [Ble02]

2.5 – Influence des paramètres d'élaboration sur la microstructure et les propriétés mécaniques

Comme l'austénite est une phase métastable à la température ambiante, un traitement thermique de stabilisation est nécessaire afin de ramener la température M_d de l'acier au voisinage de la température ambiante et de pouvoir ainsi bénéficier de l'allongement supplémentaire induit par la transformation au cours de la déformation.

Les propriétés d'usage des aciers multiphasés dépendent fortement des paramètres thermomécaniques utilisés lors de leur fabrication. Le but de ce paragraphe est d'analyser et de synthétiser les résultats bibliographiques concernant l'influence du laminage, des paramètres du recuit intercritique et du maintien bainitique sur la microstructure et le comportement mécanique du matériau.

2.5.1 – Le laminage

La figure 26 montre les étapes du processus de laminage. Ces étapes peuvent varier d'un produit à l'autre, en fonction des propriétés envisagées. Pour les aciers TRIP faiblement alliés, on distingue le laminage à chaud, le laminage à froid et le passage dans une ligne de galvanisation. Les aciers TRIP hautement alliés sont laminés sur des lignes dédiées à ces produits.

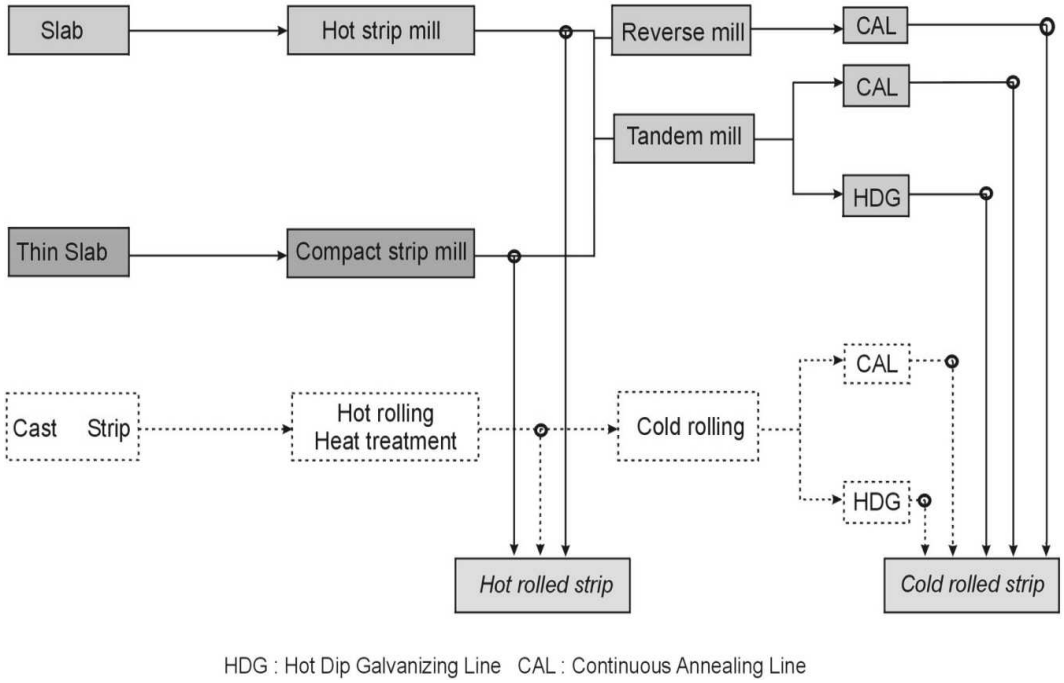


FIG. 26 – Schéma des différentes étapes du processus de laminage à chaud ou à froid [Ble02]

Dans tous les cas, un dégrossissage suivi par une finition dans les laminoirs sont pratiqués. Les traitements thermiques appliqués par la suite permettent de contrôler la microstructure et d'obtenir les propriétés mécaniques visées.

Laminage à chaud

Un des intérêts du laminage à chaud réside dans la réduction des coûts de fabrication. Il permet d'obtenir des très bonnes propriétés mécaniques en minimisant la taille finale du grain ferritique. Des conditions très précises de l'étape de laminage doivent être respectées. La teneur en carbone de ces aciers varie entre 0.05 et 0.2 % et d'autres éléments (Nb, Ti, V) en très faible quantité sont utilisés. Comme seuls le Si et le Mn sont présents en quantités supérieures à

0.2 %, le terme d'*aciers microalliés* est utilisé pour ces matériaux. Trois stades sont généralement distingués [God03] :

- ⋆ **déformation dans la zone de recristallisation de l'austénite**
  Pendant le dégrossissage, le grain austénitique et considérablement raffiné par une succession de phases déformation-recristallisation. Des additions de Ti bloquent le grossissement de grain entre les étapes. Le matériau est initialement porté à environ 1150 °C afin de dissoudre les particules de NbC et NC. Après refroidissement, la taille finale du grain ferritique dépend de la taille du grain austénitique à partir duquel il s'est formé ;
- ⋆ **déformation dans la zone de non-recristallisation de l'austénite**
  Après une première phase de dégrossissage, l'acier est refroidi à environ 950 °C. La déformation de l'austénite en-dessous de Tnr provoque un changement *équiaxes→allongés* de la forme de ces grains. L'augmentation de la surface du joint de grain par unité de volume induit un accroissement du nombre des sites de germination pour la ferrite, ce qui provoque une diminution importante de la taille de grain ferritique. L'addition de faibles quantités de Nb permet à ce stade de se dérouler en dessous de Tnr, au moins pour les 3-4 derniers passages dans le laminoir de finition [NHBC98]. Cette technique est couramment utilisée pour produire des aciers HSLA avec une taille de grain ferritique de l'ordre de 5-7 μm. Un refroidissement rapide de l'austénite recristallisée conduit à des tailles de grain encore plus faibles, de l'ordre de 2-3 μm [KFP89, BJS91].
  Pour un cycle thermomécanique comme celui de la figure 27, Schmitz [SNHL98] a montré qu'une déformation importante (ε>2) et une recristallisation dynamique de l'austénite créent un nombre suffisamment élevé de sites de germination pour la ferrite permettant d'avoir une transformation ferritique complète lors d'un refroidissement à la température ambiante à une vitesse de 40-80 °C/s. En utilisant ces mêmes paramètres, Neutjens et al. [NHBC98] ont pu obtenir un acier DP (0.08 wt% C, 1.4 wt% Mn, 0.03 wt% Nb) avec des grains de ferrite ultra fins (2-3 μm) et de très bonnes caractéristiques mécaniques ($\sigma_y \sim$ 450 MPa, $Rm \sim$ 715 MPa, $\varepsilon_r \sim$ 24 %).

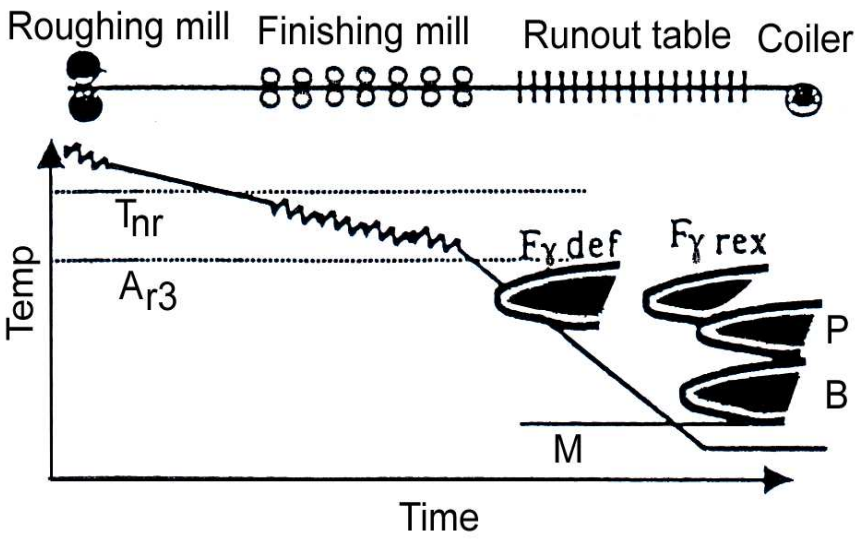


FIG. 27 – Processus thermomécanique utilisé pour la fabrication d'un acier DP par coulée continue [SNHL98]

- ⋆ **déformation dans la région intercritique** ($\alpha + \gamma$)
  Une étape supplémentaire de déformation dans le domaine intercritique est quelquefois appliquée. Elle a pour but le durcissement de la microstructure par déformation de la ferrite. La microstructure finale est un composé de deux types de ferrite : grains polygonaux adoucis (non-déformés) et grains durs (déformés).

Ces stades sont généralement suivis d'un refroidissement rapide afin d'affiner le grain ferritique.

Sugimoto et coll. [SHHI03] ont étudié l'influence du taux de réduction R dans la région intercritique sur la taille de grain ferritique. Dans le cas d'un acier 0.2C-1.5Si-1.5Mn (wt%) et pour un cycle thermomécanique donné par la figure 28-(a), les grains ont une forme polygonale et une taille ultra fine (1-2 μm) si R est compris entre 25 et 70 %. On constate également que le taux de réduction influence de façon importante la fraction volumique initiale d'austénite résiduelle, figure 28-(b).

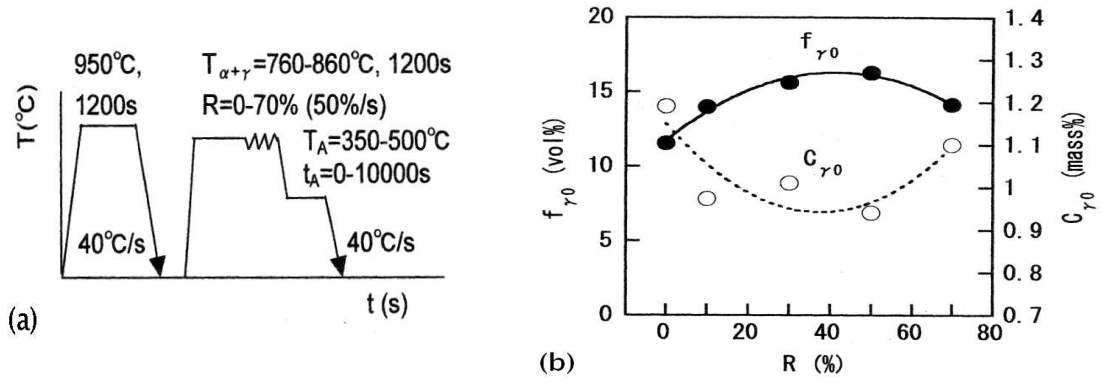


FIG. 28 – (a) Cycle thermomécanique; (b) Influence du taux de réduction R sur la fraction volumique initiale d'austénite ($f_{\gamma 0}$) et sur la teneur initiale de carbone dans l'austénite ($c_{\gamma 0}$) [SHHI03]

Pour un acier TRIP 0.39C-1.37Si-1.45Mn, Basuki et Aernoudt [BA99] ont mesuré l'augmentation du nombre de grains de petite taille suite à une déformation dans la région intercritique allant de 0 à 0.25, figure 29. En tenant compte de ces déformations, le mécanisme de formation des phases et de diminution de la taille de grain pendant le traitement thermomécanique est schématisé sur la figure 30.

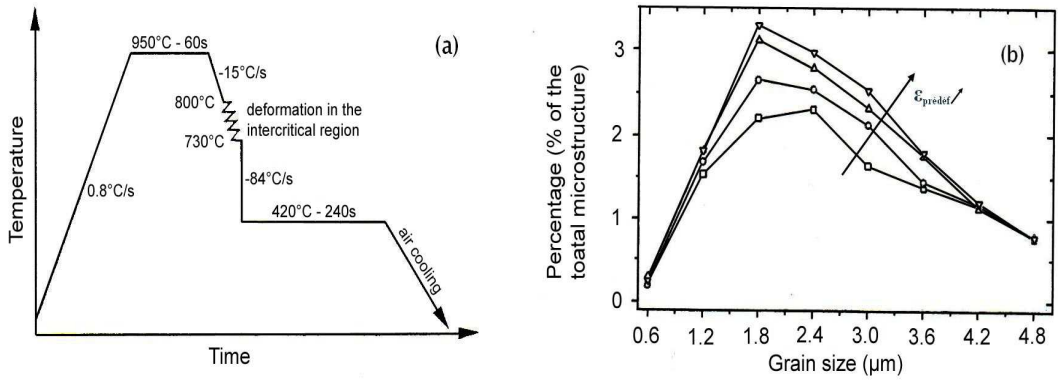


FIG. 29 – Influence du procédé thermomécanique (a) sur l'évolution de la taille de grain (b) [BA99]

La diminution de la taille du grain ferritique est la conséquence de l'augmentation de la densité des sites de germination de la ferrite et du mécanisme de formation de la bainite pendant le maintien isotherme. Quand l'austénite non-déformée se transforme, la germination de la ferrite débute aux joints de grains. À cause de l'augmentation de la densité des bandes de glissement et des joints de macles pour des déformations croissantes dans la zone intercritique, la germination de la ferrite se produit aussi à l'intérieur des grains d'austénite, eux mêmes divisés en sous-grains de taille de plus en plus faible [KWT+96, Tan81]. La densité des dislocations mobiles augmente et, parce que dans ce domaine de température la restauration des dislocations n'est que partielle dans la matrice ferritique, de l'énergie de déformation est stockée dans l'austénite. Les fautes d'empilement dans les grains augmentent l'énergie libre et le taux de diffusion des différents solutés [JNWR81]. Par conséquent, la formation et la croissance des grains de ferrite

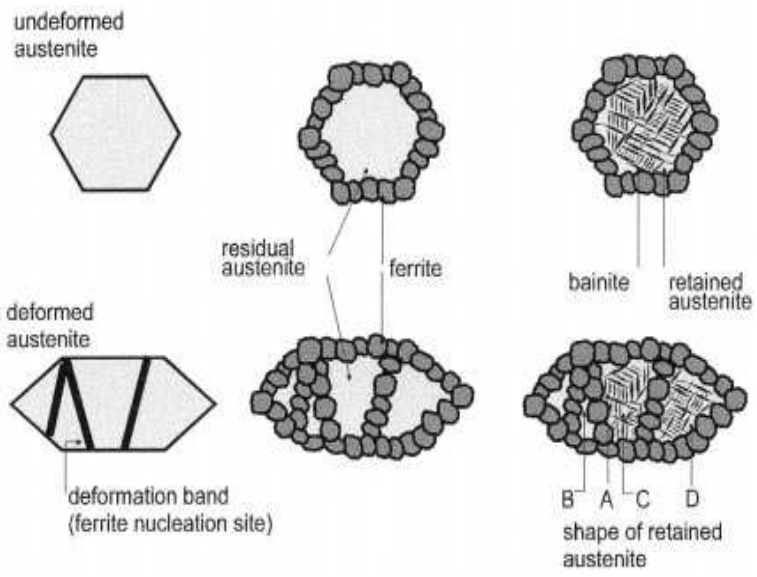


FIG. 30 – Représentation de la transformation de phase pendant le traitement thermomécanique [BA99]

est accélérée. Un autre effet est l'augmentation de la teneur en carbone de l'austénite et donc une plus grande stabilité chimique de cette phase.

La création de défauts par la déformation dans la région intercritique favorise la germination de la bainite pendant le maintien isotherme. Lors de la formation de la bainite la formation de chaque latte est accompagnée par un changement cristallographique suivant un plan invariant. La déformation de transformation qui est induite déforme plastiquement l'austénite adjacente et augmente la densité des dislocations dans cette phase, dislocations qui s'opposent à la croissance de la latte bainitique. Chaque latte aura une taille très inférieure à la taille du grain d'austénite à partir duquel elle s'est formée [SB96]. Plus le grain austénitique est petit et plus la formation de la bainite est gênée. Augmenter le niveau de déformation dans la zone intercritique affine les grains d'austénite, ce qui entraîne la stabilisation mécanique de celle-ci.

Les mêmes mécanismes sont responsables de la stabilisation mécanique de l'austénite vis-à-vis de la transformation martensitique. La croissance des lattes de martensite est ralentie par la faible taille de grain et une forte densité des dislocations dans l'austénite prédéformée [TFTM91]. Dans le cas d'un acier TRIP 0.15C-1.5Si-1.5Mn, Godet et coll. [GJD00] ont obtenu de meilleures propriétés mécaniques (Rm, ε_h) pour des prédéformations croissantes dans la région intercritique. Ce résultat est dû non pas à un changement des propriétés de la matrice ferritique[7], mais, comme le montre la variation du coefficient d'écrouissage sur la figure 31, à un effet TRIP plus efficace à cause de l'interaction entre les dislocations et la transformation martensitique. La variation du coefficient d'écrouissage est directement liée à la stabilité de l'austénite résiduelle [Jac98] et, comme nous l'avons vu, une importante prédéformation dans la zone intercritique stabilise mécaniquement l'austénite par la création des dislocations qui bloquent la croissance des lattes de martensite. On peut conclure qu'un minimum de prédéformation est nécessaire pour stabiliser l'austénite et que, plus cette prédéformation est grande, plus la ductilité du matériau est améliorée.

Laminage à froid

Le contrôle précis des paramètres thermomécaniques que requiert la fabrication des aciers TRIP est assez difficile à réaliser lors du laminage à chaud. C'est pourquoi les fabricants ont

[7] ce qui aurait pour résultat l'augmentation de la limite d'élasticité

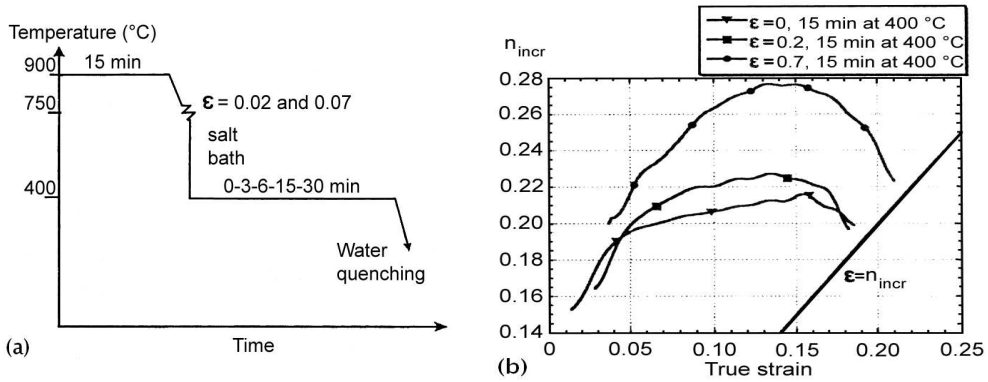


FIG. 31 – (a) Schéma du traitement thermomécanique ; (b) Évolution du coefficient d'écrouissage pour différentes déformations dans la région intercritique [GJD00]

souvent recours au laminage à froid. Dans ce cas, la microstructure composée de ferrite, perlite et bainite est laminée à la température ambiante, ce qui provoque une réduction de la taille de grain et le durcissement de l'acier. Comme pour les aciers laminés à chaud, un recuit intercritique de mise en solution partielle et d'homogénéisation, suivi par un maintien bainitique afin de stabiliser l'austénite résiduelle sont appliqués avant le bobinage final.

Les avantages et les inconvénients des deux techniques de laminage sont comparés sur la figure 32 :

Hot rolled multiphase steels	Cold rolled multiphase steels
Benefits, Advantages	**Benefits, Advantages**
Relatively easy processing in austenite phase	Relatively low rolling forces due to the soft hot rolled material
Combination of thermomechanical treatment and transformation	Easy control of microstructure evolution in continous annealing lines with two isothermal holding steps
Easy control of microstructure and properties by variation of coiling temperature	
Requirements, Prerequisites, Disadvantages	**Requirements, Prerequisites, Disadvantages**
Strong impact of temperature deviations on the transformation behaviour and thus on the properties	Loss of the strength increase due to thermomechanical treatment
Necessity of strict observance of the envisaged T-t-profile	Ideal conditions for austenite stabilization do possibly not coincide with industrially applied conditions
Necessity of homogeneous distribution of the temperature across length and width of the strip	Most applications require surface coating, which limits the range of possible chemical compositions
Temperature speed up problematic	
Need for coilbox	

FIG. 32 – Comparaison des méthodes de laminage à chaud et de laminage à froid [Ble02]

2.5.2 – Le recuit intercritique

Dans la suite on considère uniquement les aciers TRIP laminés à froid, pour lesquels le recuit intercritique suit la phase de laminage. Avec le maintien isotherme dans la région bainitique, ce traitement thermique permet de contrôler la quantité d'austénite résiduelle présente dans l'acier. Si les conditions du recuit ne sont pas optimisées (température de maintien trop élevée et/ou temps de maintien trop long) une précipitation de carbures pourrait se produire.

Lors du traitement dans la région intercritique et pour des temps de maintien croissants, la fraction volumique d'austénite augmente, tandis que son appauvrissement en carbone conduit à la diminution de son paramètre de maille, figure 33-(a). Au début du maintien, la transformation de la perlite en austénite se réalise à un taux élevé [Cho00]. Ensuite, la croissance de l'austénite se poursuit jusqu'à ce qu'un état d'équilibre soit atteint. À ce stade, il n'y a pas de ségrégation des éléments en substitution (Si, Mn), mais le Mn commence à diffuser dans l'austénite [HHCP02] et le Si est redistribué sur de faibles distances, à l'interface α/γ [WPE81]. Comme le Mn et le Si sont des éléments en substitution, ils n'ont pas d'influence notable (pour les teneurs utilisées ici) sur le paramètre de maille de l'austénite [Pea58]. Onink et coll. [OBT+93] proposent la formule suivante (valable dans la région intercritique) pour obtenir le paramètre de maille de l'austénite en fonction de la teneur en carbone et de la température :

$$a_\gamma = (0.36308 + 0.00075 \cdot c_\gamma) \cdot 1 + (24.9 - 0.6 \cdot c_\gamma) \cdot 10^{-6} \cdot [T - 1000]$$

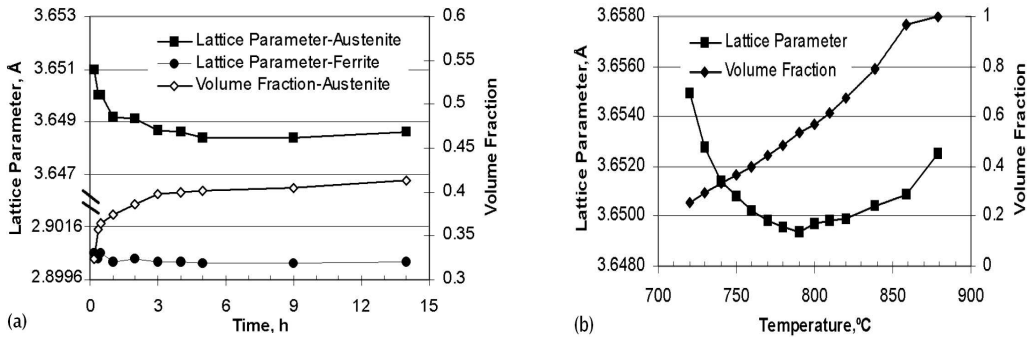


FIG. 33 – (a) Évolution du paramètre de maille de l'austénite et de sa fraction volumique pendant un maintien à 750 °C [HHCP02] ; (b) Évolution du paramètre de maille de l'austénite pour un maintien d'une heure à la température indiquée [HHCP02]

Pour différentes températures de maintien intercritique, la figure 33-(b) illustre l'évolution du paramètre de maille de l'austénite qui dépend toujours de deux paramètres : la teneur en carbone et la température. Si, à une température donnée, le paramètre de maille est mesuré par diffraction des rayons X ou par diffraction de neutrons, la concentration en carbone peut ensuite être calculée en utilisant la relation d'Onink.

La figure 34-(a) donne l'évolution de la teneur en carbone de l'austénite avec la température du recuit intercritique. Les mesures expérimentales (1heure de maintien à chaque température) sont différentes des prédictions de la simulation avec ThermoCalc (en supposant des conditions de paraéquilibre ou d'orthoéquilibre), surtout vers les hautes températures. Deux aspects dont à considérer :

- ⋆ comme de l'austénite se forme toujours même après des temps de maintien supérieurs à 10 heures, figure 33-(a), il est clair que l'état d'équilibre n'est pas encore atteint. Cet aspect est important, car, dans la pratique, le maintien dans la région intercritique est inférieur à 10 minutes. Les prédictions (sous conditions d'équilibre) des modèles d'austénitisation lors de la coulée continue vont ainsi surestimer la fraction volumique de l'austénite résiduelle, figure 34-(b) ;
- ⋆ le désaccord entre l'expérience et le calcul est plus important vers les hautes températures. Il est supposé que le taux de croissance de l'austénite est contrôlé par la mobilité des interfaces α/γ. Or, les modèles implémentés dans ThermoCalc préconisent un plus grand effet des solutés sur la mobilité des interfaces quand la température augmente [BA81].

Pour résumer, plus la température du recuit intercritique est grande et plus la fraction volumique de l'austénite formée au recuit (avant refroidissement) est importante. Mais il sera

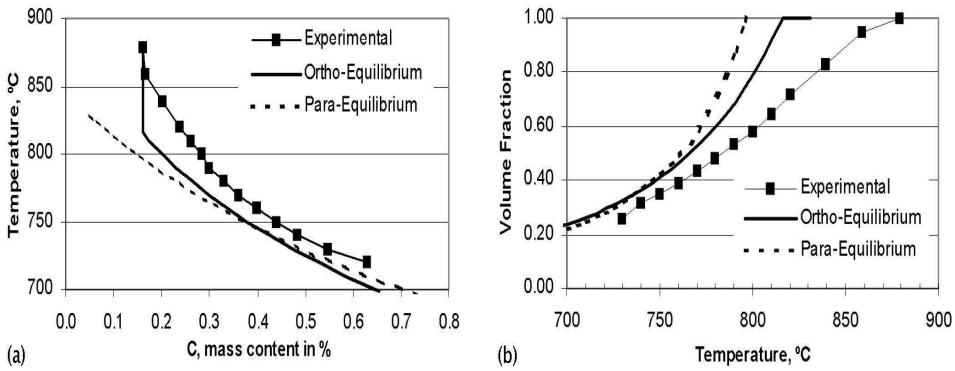


FIG. 34 – (a) Variation de la concentration du carbone dans l'austénite et (b) évolution de la fraction volumique de l'austénite avec la température du maintien intercritiques. Comparaison des mesures expérimentales (temps de maintien 1 heure) avec les résultats des simulations avec ThermoCalc [HHCP02]

aussi plus difficile de stabiliser cette austénite, car elle s'est appauvrie en carbone. Inversement, dans le cas d'une température plus basse, l'austénite est plus stable (voire trop stable) mais pas en quantité suffisante pour augmenter significativement les propriétés mécaniques [ILKP00, LKPC98]. Selon Lee et coll. [LKOL02, LKLL04], pour une composition donnée, il existe une température pour laquelle les propriétés mécaniques sont optimales. Elle correspond à une teneur de 50 % en austénite lors du recuit intercritique (780-810 °C). Pour d'autres auteurs [SUKH92, JC91], cette température correspond à $(Ac_1 + Ac_3)/2$.

2.5.3 – Le refroidissement

Lors du refroidissement jusqu'à la température du maintien dans la région bainitique il y a croissance des grains de ferrite. Cependant, le carbone diffuse plutôt vers l'austénite et, suivant la vitesse de refroidissement, la transformation perlitique pourrait se produire dans ce domaine intermédiaire de température. En s'appuyant sur les travaux d'Umemoto [Ume89] pour la ferrite et de ceux de Zener [RZ40] pour la perlite, Minote et coll. [MTON96] ont modélisé ces transformations en considérant la vitesse de refroidissement. Leur conclusion (pour un acier TRIP 0.2C-1.5Si-1.5Mn-0.015P) est que les faibles vitesses de refroidissement, inférieures à 10 °C/s, favorisent la formation de la ferrite et de la perlite, figure 35. La vitesse de refroidissement devra être ajustée pour atteindre le meilleur enrichissement possible en carbone de l'austénite, tout en évitant la formation de la perlite. Les faibles vitesses sont donc à proscrire, figure 36.

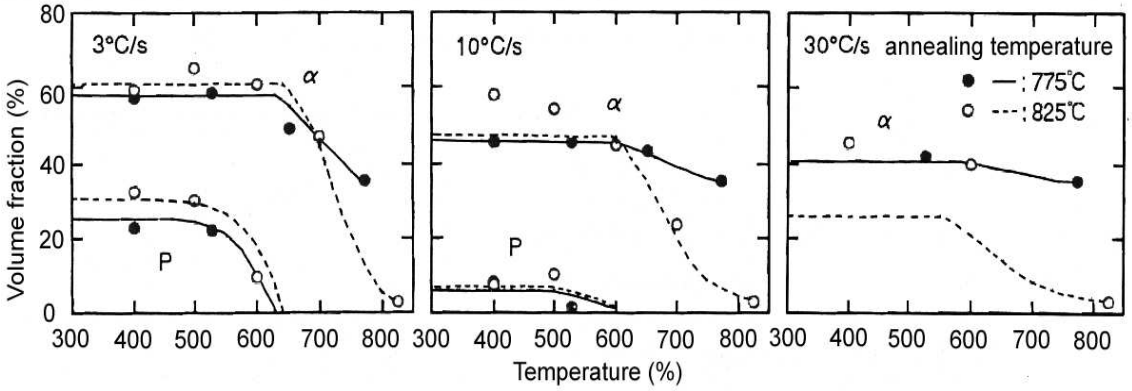


FIG. 35 – Évolution de la teneur en ferrite et en perlite lors du refroidissement à 400 °C. Les traits pleins représentent les résultats du calcul. α=ferrite, P=perlite [MTON96]

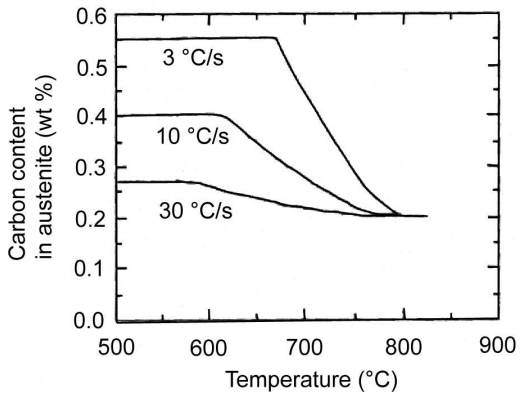


FIG. 36 – Enrichissement en carbone de l'austénite pour différentes vitesses de refroidissement [MTON96]

Si les températures des deux traitements thermiques sont fixées, il existe une vitesse de refroidissement optimale, permettant d'obtenir des caractéristiques mécaniques maximales. Cette vitesse est fonction de la teneur en éléments d'alliage du matériau. Par exemple, alors que l'ajout du Si n'a aucun effet, le Mn réduit cette vitesse de refroidissement optimale.

2.5.4 – Le maintien isotherme dans la région bainitique

La maintien dans la région bainitique est une particularité des aciers TRIP. Elle permet de stabiliser l'austénite et d'optimiser la quantité et les propriétés mécaniques de l'austénite résiduelle de ces aciers.

Pendant le recuit intercritique, la périphérie des grains d'austénite s'appauvrit en Si qui diffuse vers la ferrite. Lors du maintien dans la région bainitique, les lattes de bainite germent plus facilement dans cette zone. Du carbone est rejeté vers le grain austénitique ce qui a pour effet de stabiliser l'austénite [SMT91].

Lors de ses travaux, Jacques [Jac98] a mis en évidence que la cinétique de la transformation bainitique dépend de la température. Il semblerait que cette dépendance soit due à la faible taille de grain de l'austénite résiduelle qui influence dans une grande mesure la germination des lattes de bainite [Jac98].

Quand une latte de bainite α_b se forme, du carbone est rejeté vers le grain d'austénite γ_r qui entoure cette latte, figure 37. L'interface α_b/γ_r s'enrichit donc en carbone distribué de façon hétérogène. La formation d'une nouvelle latte est bloquée d'une part, par la faible taille du grain d'austénite (la nouvelle latte ne dispose pas de l'espace suffisant pour se former à l'extrémité de l'ancienne, dans une zone appauvrie en carbone) et d'autre part, par la présence de la région enrichie en carbone à l'interface α_b/γ_r. Une deuxième latte va se former à côté de l'ancienne uniquement quand le carbone de l'interface aura suffisamment diffusé dans l'austénite. La cinétique de la transformation bainitique dépend ainsi de la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite qui est très sensible à la température, figure 38-(a). Cette diffusion thermiquement activée du carbone à l'intérieur de petits grains d'austénite contrôle la cinétique de la transformation bainitique qui dépendra donc de la température à laquelle le maintien isotherme est effectué, figure 38-(b).

Les figures 39-(a) et (b) montrent la morphologie de la bainite dans un acier TRIP. À une échelle plus petite, les lattes de bainite et l'austénite résiduelle peuvent être observées après une transformation bainitique partielle par des analyses en microscopie électronique en transmission, figures 40-(a) et (b).

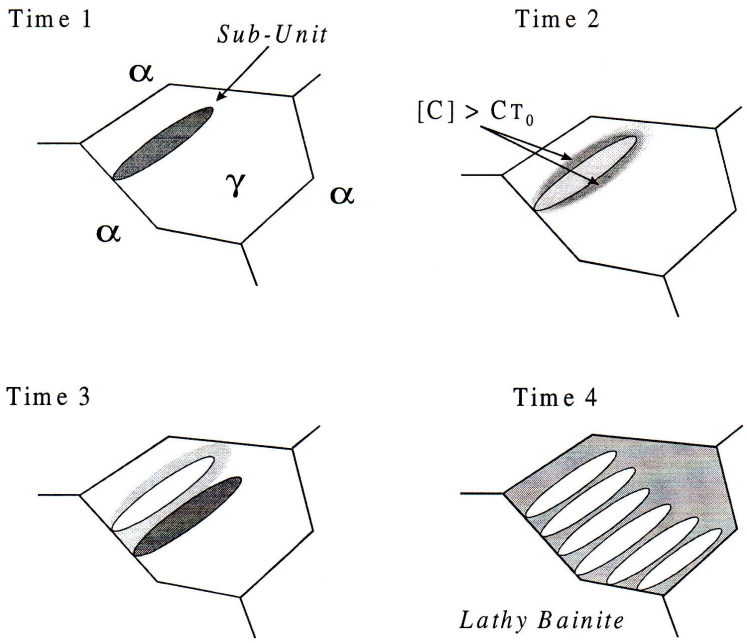


FIG. 37 – Schéma du processus de formation de la bainite dans les aciers TRIP [Jac98]

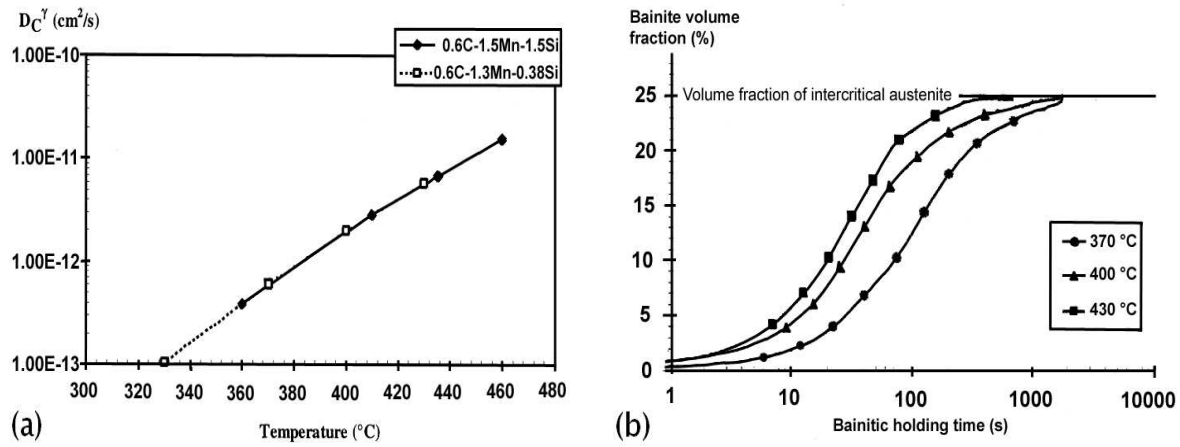


FIG. 38 – (a) Diffusivité du carbone (obtenue par calcul) dans l'austénite intercritique (dont la composition chimique initiale est connue) en fonction de la température pour deux aciers TRIP de compositions chimiques différentes [Jac98] ; (b) Évolution de la fraction volumique de bainite dans un acier TRIP 0.16C-1.30Mn-0.38Si pour différentes températures du maintien isotherme (mesures de dilatomètrie) [JGC+99]

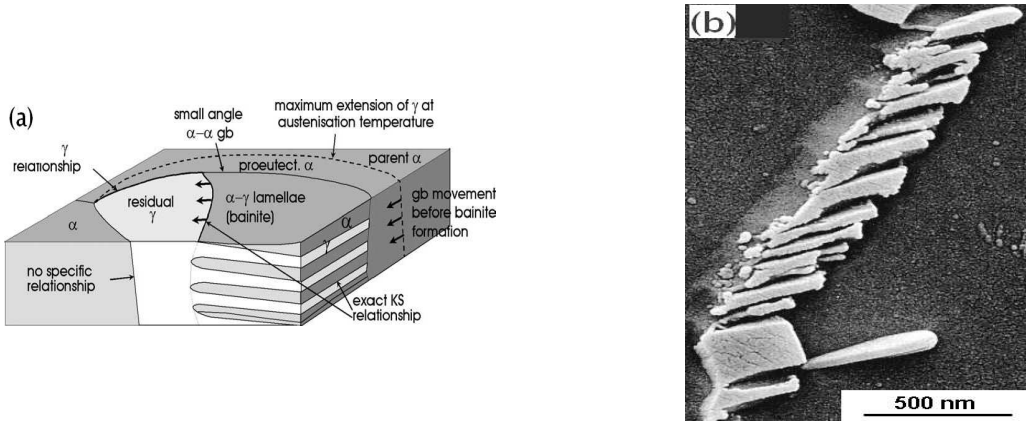


FIG. 39 – (a) Illustration schématique de la microstructure de la bainite [ZBO04] ; (b) Morphologie de la bainite α_b qui s'est formée à partir d'un grain d'austénite résiduelle γ_r lors du maintien isotherme, micrographie MEB [Jac98]

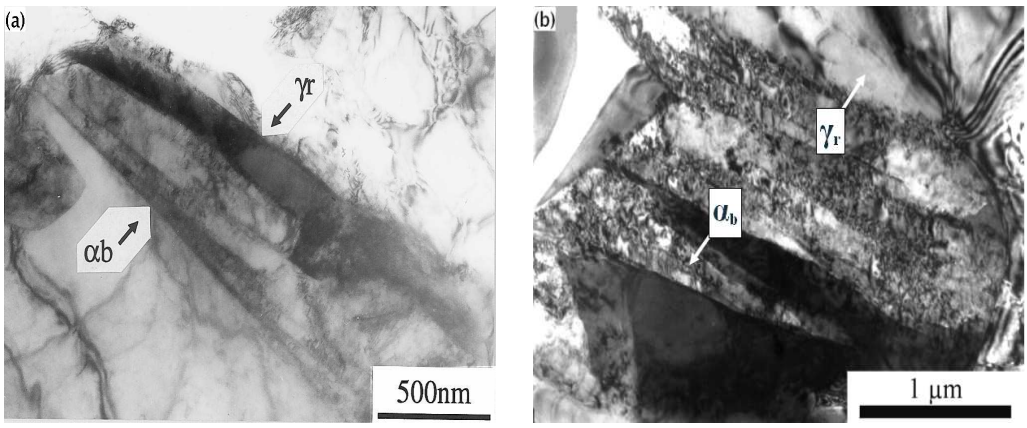


FIG. 40 – Images MET : (a) grain d'austénite partiellement transformé en bainite lors d'un maintien à 375 °C. La bainite est constitué d'un empilement de lattes adjacentes [GJR+99] ; (b) arrangement des lattes bainitiques et de l'austénite résiduelle après un maintien isotherme à 375 °C pendant 4 minutes [JHD02]

Le modèle de transformation au refroidissement développé par Minote et coll. [MTON96] (validé sur un acier TRIP 0.2C-1.5Si-1.5Mn-0.015P) préconise que pour des températures de maintien isotherme supérieures à 350 °C la transformation bainitique est gouvernée par un mécanisme de diffusion, alors qu'un mécanisme displacif contrôle la transformation en dessous de cette température, figure 41.

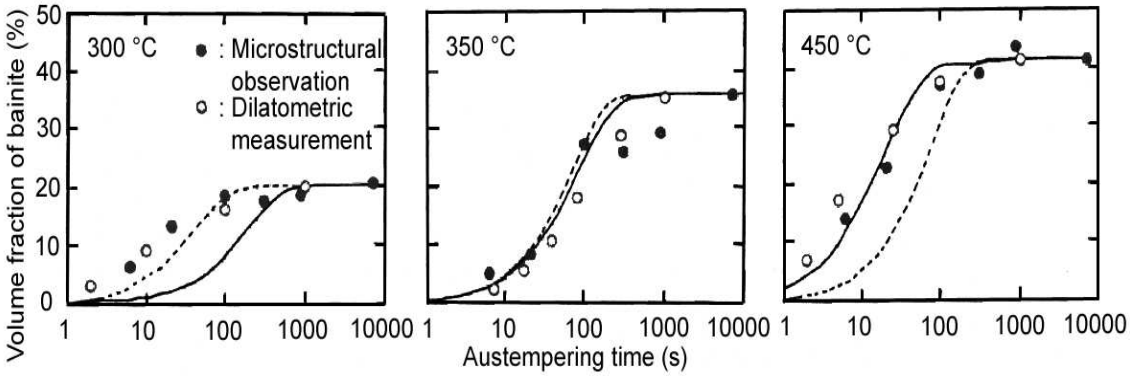


FIG. 41 – Évolution de la teneur en bainite lors d'un maintien à 300, 350 et 450 °C - courbes corespondant à un mécanisme diffusionnel (trait continu) et à un mécanisme displacif (trait en pointillé) [MTON96]

Il est maintenant établi que les propriétés mécaniques du matériau sont fonction des paramètres du cycle thermomécanique. En particulier, pour obtenir des meilleures propriétés mécaniques, les paramètres du maintien isotherme doivent être ajustés au regard des paramètres du recuit intercritique [LKOL02].

La température et le temps de maintien contrôlent le taux de diffusion du carbone dans l'austénite.

- ⋆ Premièrement, à une température donnée, le temps de maintien optimal est celui nécessaire à la teneur en carbone de l'austénite pour atteindre sa valeur maximale donnée par la valeur de la courbe T_0 correspondant à cette température, figure 42-(a). Alors, la stabilisation de l'austénite est maximale, la quantité de carbone dans l'austénite ne varie plus et un maintien prolongé à cette température est inutile ;
- ⋆ En second lieu, la température du maintien doit être bien choisie. Plus elle est élevée et plus la teneur maximale de carbone dans l'austénite diminue [?] (cf. courbe T_0) et, même si la quantité d'austénite résiduelle obtenue est plus importante (plus grande vitesse de diffusion du carbone et transformation bainitique plus efficace que pour une température plus basse), celle-ci sera moins stable, car le taux f_γ/c_{γ_r} augmente. Une température trop basse ne permet pas la formation d'une quantité suffisante d'austénite résiduelle. Aussi, la bainite formée est plus fragile (car sursaturée en carbone distribué de façon inhomogène) et la matrice ferritique moins ductile à cause d'une plus faible restauration des dislocations [ZBO04]. La figure 42-(b) montre la carte de l'évolution de la fraction volumique des différentes phases d'un acier TRIP 0.11C-1.53Mn-1.50Si-0.04Al en fonction du temps de maintien dans la région bainitique.

La quantité et la stabilité de l'austénite résiduelle varient donc avec la teneur en Mn et en Si de l'acier. Elles sont également fonction des paramètres du recuit intercritique et du maintien isotherme, mais dans les limites fixées par la teneur en carbone de l'acier [SMT91].

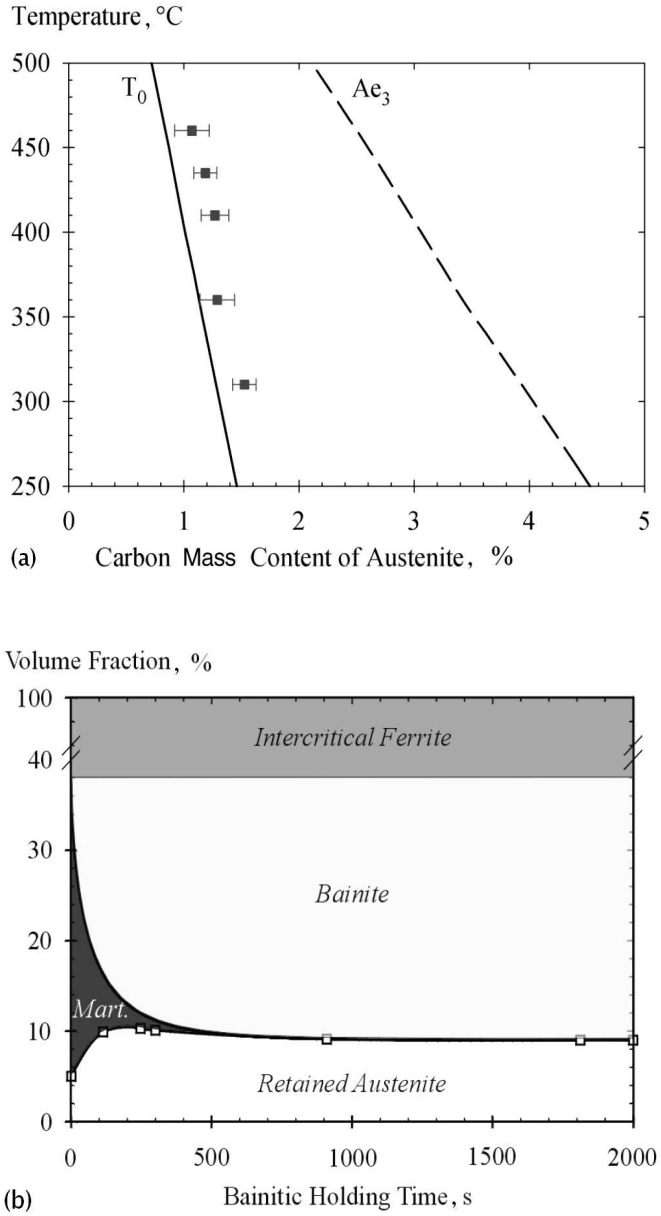


FIG. 42 – (a) Courbe T_0 donnant la teneur maximale du carbone dans l'austénite en fonction de la température pour un acier TRIP 0.29C-1.42Mn-1.41Si-0.04Al [JHD02] ; (b) Carte de l'évolution de la microstructure en fonction du temps de maintien dans la région bainitique à 375 °C. Les paramètres du recuit intercritique sont 4 minutes à 750 °C [JHD02]

2.5.5 – Remarque

If faut noter que certains auteurs [LNH+99] ont tenté avec succès d'obtenir un acier TRIP avec des très faibles quantités de silicium et d'aluminium (0.16C-2Mn-0.017Si-0.034Al). En considérant la formule d'Andrews [And65], $M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo$ (établie à la base pour les aciers TRIP inoxydables instables), il est clair que la température M_s peut être abaissée en premier lieu par l'ajout de carbone, mais aussi par un apport important en manganèse. Cet élément reste confiné au voisinage des joints de grains dans l'austénite lors du recuit intercritique [GPK72]. L'idée était donc d'essayer de mieux stabiliser l'austénite résiduelle par son enrichissement à cœur en manganèse. Par conséquent, le cycle thermique caractéristique des aciers TRIP a été modifié, figure 43.

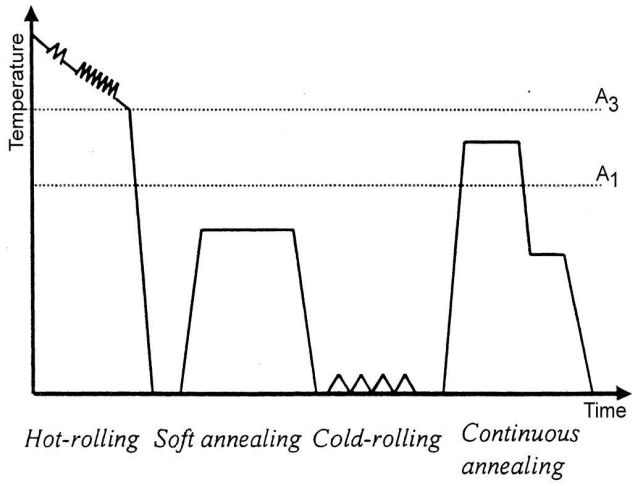


FIG. 43 – Schéma d'un nouveau traitement thermomécanique [LNH+99]

Le procédé se déroule comme suit :

- ⋆ un léger recuit à environ 600 °C permet l'enrichissement de la cémentite en éléments de substitution (manganèse) [Bha89, Hai96] ;
- ⋆ pendant le recuit intercritique qui suit, la germination de l'austénite a lieu préférentiellement aux interfaces cémentite/ferrite (et non pas ferrite/ferrite) à cause des teneurs élevées en carbone et en manganèse dans ces zones [SSR69]. Il a été montré [SSR69, JP68] que l'austénite croît et entoure très rapidement ce noyau de cémentite enrichie en manganèse. La transformation de la cémentite en austénite est ralentie (comparé à la cinétique de transformation de la cémentite pure) et, lorsque la température du recuit intercritique est suffisamment élevée, des conditions de paraéquilibre sont respectées : seul le carbone diffuse et non pas le manganèse qui se retrouve piégé au cœur du grain austénitique ;
- ⋆ lors du refroidissement, l'austénite sursaturée en manganèse est très stable. À la température ambiante, une microstructure multiphasée contenant de l'austénite résiduelle est obtenue sans l'ajout du silicium. Des caractéristiques mécaniques comparables à celles des aciers TRIP (σ_y=430 MPa, Rm=655 MPa, ε_h=15 %) sont obtenues, tout en conservant une bonne soudabilité et un bon état de surface.

2.5.6 – Conclusion

Nous avons vu jusqu'ici que tous les paramètres du cycle thermomécanique sont très importants lors de l'élaboration des aciers TRIP. La prédéformation dans la région intercritique affine la taille de grain et augmente ainsi les propriétés mécaniques de l'acier. Concernant les paramètres thermiques du cycle, il est préférable d'abaisser la température du recuit

intercritique pour permettre un enrichissement important en carbone de l'austénite et abaisser la température M_s. La transformation bainitique doit se faire à une température suffisamment basse pour empêcher le grossissement des carbures et pendant un temps de maintien judicieusement choisi afin d'obtenir le meilleur enrichissement possible en carbone de l'austénite sans décomposition de celle-ci.

Dans le cas d'un acier TRIP 800, pour transformer complètement l'austénite, un maintien minimum dans la région bainitique est nécessaire (3 heures à 430 °C ou 1 heure à 470 °C ou 30 minutes à 500/600 °C). Au-delà de ce temps de maintien minimum, la quantité d'austénite reste stable. Un maintien isotherme à 500 °C pendant 2 heures semble être un bon compromis [KLCL01].

3 – La transformation martensitique

La transformation martensitique appartient à la catégorie des transformations cristallographiques displacives (ou paramorphiques) du premier ordre, i.e. les deux phases coexistent et sont séparées par une interface bien définie. C'est une transformation sans diffusion, présentant un mouvement coopératif des atomes à des vitesses proches de la vitesse du son [OO92], l'étape limitante de la transformation étant la germination. L'absence de diffusion implique non seulement que la phase austénitique (phase mère) et la martensite ont la même composition chimique, mais aussi, que la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase mère.

3.1 – Cristallographie de la transformation martensitique

La transformation martensitique correspond à un cisaillement de l'austénite de l'ordre de 20 % [FPZ92]. Lors de la transformation le réseau cristallin varie, ce qui provoque une variation de volume et de forme. Des modèles phénoménologiques ont été proposés pour décrire les caractères géométriques de la transformation, en particulier :

- ⋆ le changement de forme observé, figure 44 est exprimable par une matrice de transformation ;
- ⋆ l'existence des relations d'orientation particulières entre l'austénite et la martensite ;
- ⋆ l'existence d'un plan macroscopique invariant dans la transformation, appelé *plan d'accolement* (ou d'habitat) et caractérisé par deux propriétés de conservation : (i) son orientation n'est pas changée par la transformation et (ii) les positions relatives des atomes dans ce plan ne sont pas modifiées (conservation des distances et des angles).

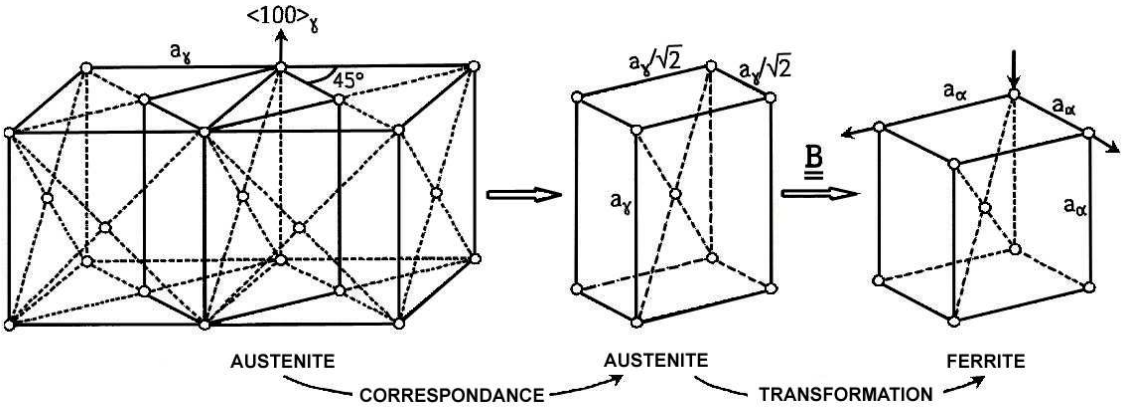


FIG. 44 – Transformation de Bain montrant la façon dont la martensite se forme à partir de l'austénite [BD24]

En s'appuyant sur le modèle de transformation homogène de Bain B [BD24], Wayman [Way94] décrit le passage cristallographique d'une maille cubique à faces centrées à une maille quadratique centrée par une matrice F écrite comme un produit de plusieurs transformations géométriques. Le cristal est soumis à un cisaillement hétérogène à réseau invariant, représenté par une matrice S, par une succession de micromaclages et/ou glissements sur des plans parallèles, qui rend compte d'un plan macroscopique non-déformé à l'interface [Lam01]. Une rotation de corps rigide R ramène ce plan à sa position initiale :

$$\underline{\underline{F}} = \underline{\underline{R}} \cdot \underline{\underline{S}} \cdot \underline{\underline{B}}$$

Cette théorie phénoménologique ne décrit pas la chronologie exacte de la transformation, mais rend compte de son état initial et final.

Les contraintes internes générées par la transformation sont partiellement relaxées par l'activation de certains mécanismes inélastiques : adaptation de la morphologie de la phase créée (plaquettes, lattes, aiguilles, ...), arrangement microstructural (formation de martensite en papillon, groupes de variants auto-accommodants, ...), déformation plastique par glissement ou maclage dans la martensite et/ou dans l'austénite. La déformation de transformation ε_T se compose de la déformation de Bain ε_B et d'une déformation à réseau invariant ε_{LIS} nécessaire à l'accommodation des déformations :

$$\varepsilon_T = \varepsilon_B + \varepsilon_{LIS}$$

où, pour la martensite, le tenseur des déformations de Bain est donné par

$$\varepsilon_B = \begin{pmatrix} \frac{\sqrt{2}a_{\alpha'}}{a_\gamma} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\sqrt{2}a_{\alpha'}}{a_\gamma} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{c_{\alpha'}}{a_\gamma} \end{pmatrix}$$

Les dimensions des paramètres de maille de la martensite $a_{\alpha'}$ et $c_{\alpha'}$ dépendent de sa teneur en carbone. Plusieurs auteurs ont caractérisé cette dépendance :

- ⋆ $c_{\alpha'} = a_\alpha + 0.118C$ (wt%) et $a_{\alpha'} = a_\alpha - 0.015C$ (wt%) [Kur60]
- ⋆ $c_{\alpha'} = (2.8664 + 0.0243X_{\alpha'})/10$ et $a_{\alpha'} = (2.8664 - 0.0027X_{\alpha'})/10$, [LBDM90]
  où $X_{\alpha'}$ représente le nombre d'atomes de carbone pour 100 atomes de fer.

3.1.1 – Relations d'orientation

Un caractère particulier de la transformation martensitique (et bainitique) est l'existence des relations d'endotaxie, ou d'orientation, bien définies entre l'austénite mère et la martensite. Ces relations correspondent à des minima d'énergie de germination et conduisent aux expressions classiques de relations d'orientation dont les caractéristiques sont données au tableau 1. En connaissant l'orientation du réseau cristallographique de l'austénite, on peut par une matrice de passage connaître le réseau cristallographique des différents variants de martensite.

Nom	Angles d'Euler	Angle/axe de rotation	Rel. d'orientation
Bain	(45°, 0°, 0°)	45°	$(100)_\gamma//(100)_{\alpha'}$
		[100]	$[011]_\gamma//[001]_{\alpha'}$
Kurdjumov-Sachs	(84.23°, 48.19°, 84.23°)	90°	$(111)_\gamma//(110)_{\alpha'}$
		[112]	$[1\bar{1}0]_\gamma//[1\bar{1}1]_{\alpha'}$
Nishiyama-Wassermann	(80.26°, 48.19°, 45°)	95.27°	$(111)_\gamma//(110)_{\alpha'}$
		[hkl]*	$[11\bar{2}]_\gamma//[1\bar{1}0]_{\alpha'}$
$^*h = -1 + \sqrt{2} + \sqrt{3}$	$k = 1 + \sqrt{2} + \sqrt{3}$	$l = \sqrt{2}$	

TAB. 1 – Données caractéristiques des relations d'orientation usuelles entre les réseaux CFC et CC lors d'une transformation à l'état solide

Relations de Kurdjumov-Sachs (KS) [KS30]

Un plan dense de l'austénite est parallèle à un plan dense de la ferrite : $\{111\}_\gamma//\{110\}_\alpha$. Dans ces plans denses (4 possibilités de plans denses $\{111\}_\gamma$), une direction dense de l'austénite (3 possibilités de directions $<110>_\gamma$ dans le plan dense choisi) est parallèle à une direction dense de la ferrite (2 possibilités de direction dense), $<110>_\gamma//<111>_\alpha$. Il y a donc 24 variants possibles.

Relations de Nishiyama-Wassermann (NW) [Nis34]

Un plan dense de l'austénite est parallèle à un plan dense de la ferrite : $\{111\}_\gamma//\{110\}_\alpha$. Dans ces plans denses (4 possibilités de plans denses $\{111\}_\gamma$), une direction <211> de l'austénite (3 possibilités de directions $<1\bar{2}1>_\gamma$ dans le plan dense choisi) est parallèle à une direction de la ferrite, $<211>_\gamma//<110>_\alpha$. Il y a donc 12 variants possibles en termes de relation d'orientation, mais toujours 24 en termes de ε_{LIS} (24 éléments de symétrie, à déterminant (+1), dans le cube CFC initial).

Le passage des relations KS aux relations NW se fait par une rotation de 5.26° autour de la normale commune à $\{111\}_\gamma$ et à $\{101\}_\alpha$.

3.1.2 – Plans d'habitat

La nature du plan invariant provient du mécanisme de la transformation (aptitude de la phase fille à une accommodation par glissement ou par micromaclage, par exemple). Elle est décrite par la théorie phénoménologique de la transformation martensitique pour les transformations displacives. Sa structure dépend de l'optimisation de l'énergie élastique d'interaction entre la phase mère et la phase fille.

L'orientation du plan d'accolement varie avec la composition chimique et avec la température de la transformation. Généralement, elle présente une importante dispersion. Dans le cas de la martensite en plaquettes, ces plans sont $\{225\}_\gamma$ et $\{259\}_\gamma$ dans les cas respectifs des relations KS et NW. Pour la martensite en lattes, le plan d'habitat $\{hkl\}_\gamma$ est proche de $\{557\}_\gamma$ ou $\{223\}_\gamma$, à 9-12° de $\{111\}_\gamma$ [Kel92]. Le tableau 2 montre quelques résultats de la littérature.

Composition	Température	Plan d'habitat	Angle avec $(111)_\gamma$
35NiCr8 (0.35%C)	365 °C	$(569)_\gamma$	14.3
Fe-0.62C-2Si	450-475 °C	$(586)_\gamma$	11.1
Fe-0.76C-2.2Si	290, 320, 380 °C	$(0.373\ 0.663\ 0.649)_\gamma$	13.4
Fe-1C-3.9Si	420 °C	$(253)_\gamma$	20.5
Fe-1.1C-8Cr	285 °C	$(254)_\gamma$	18.8
α' (lattes), %C<0.8	250-550 °C	$(557)_\gamma$	9.45
α' (plaquettes), %C>0.8	<250 °C	$(225)_\gamma$	25.2

TAB. 2 – Plans d'habitat de la martensite et de la bainite, d'après Quidort [Qui99]

3.2 – Activation mécanique de la transformation martensitique

En dessous de la température T_0[8] la transformation de l'austénite en martensite est nécessairement accompagnée par une diminution de l'enthalpie libre du mélange Fe-C, figure 45. Cependant, l'austénite se décompose uniquement si la *force motrice* de transformation est suffisante, i.e. la différence entre les énergies libres de l'austénite et de la martensite correspond à la barrière d'activation de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$. Par conséquent, la transformation spontanée au refroidissement de l'austénite en martensite a lieu à la température M_s, quand un écart ΔT suffisamment grand[9] par rapport à T_0 est atteint, figure 45. Pour des températures supérieures à M_s, la force motrice de la transformation n'atteint pas la valeur fixée par $\Delta G^{\gamma-\alpha'}_{M_s}$ nécessaire à la transformation martensitique spontanée : dans ces conditions, $M_s<T<T_0$, l'austénite est dans un état métastable.

[8] température pour laquelle les deux phases de même composition chimique ont la même énergie libre

[9] cet écart ΔT et la force thermodynamique associée permettent la distinction entre les transformations thermoélastiques [TW92] et les transformations non-thermoélastiques

Le fait que la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ se réalise par un mouvement de cisaillement coopératif des atomes de l'austénite implique que, pour des températures supérieures à M_s, l'état des contraintes locales peut favoriser ou, au contraire, bloquer la transformation. À une température T_1, telle que $M_s<T_1<T_0$, l'écart d'énergie libre ($\Delta G_{M_s}^{\gamma-\alpha'} - \Delta G_{T_1}^{\gamma-\alpha'}$) nécessaire pour que la transformation ait lieu peut être compensé par l'apport d'une force motrice W_p, d'origine mécanique, générée par l'application d'un effort extérieur [Tam82, Ols82, TW92]. Dans ce cas, la formation de la martensite est induite mécaniquement, par un travail élastique ou plastique de déformation, figure 46.

Dans ses travaux, Cohen [CMP49] a calculé l'évolution de la différence des énergies libres de l'austénite et de la martensite en fonction de la température et de la teneur en carbone dans un alliage de fer. La température T_0 (pour laquelle $\Delta G_{T_0}^{\gamma-\alpha'} = 0$) diminue quand la teneur en carbone de l'austénite (c_γ) augmente. Par ailleurs, les enthalpies libres chimiques de l'austénite et de la martensite peuvent être déterminées à partir de leur composition chimique, par exemple, à l'aide du logiciel THERMOCALC.

La transformation martensitique induite lors des sollicitations mécaniques améliore sensiblement les propriétés mécaniques des aciers inoxydables [ZPFB67] et des aciers TRIP faiblement alliés contenant une dispersion des îlots d'austénite résiduelle [HOCT89, Jac98]. Pour ces matériaux, l'effet composite[10], couplé à l'effet TRIP, améliore la capacité de déformation et d'écrouissage de l'acier et retarde la striction [JFMD01, Bha02]. Ainsi, de très bonnes propriétés mécaniques et un bon compromis résistance-ductilité peuvent être atteints, par exemple, une charge à la rupture Rm>800 MPa et un allongement réparti ε_h>20 %.

[10] l'effet composite est dû à la présence de plusieurs phases ayant des propriétés mécaniques différentes

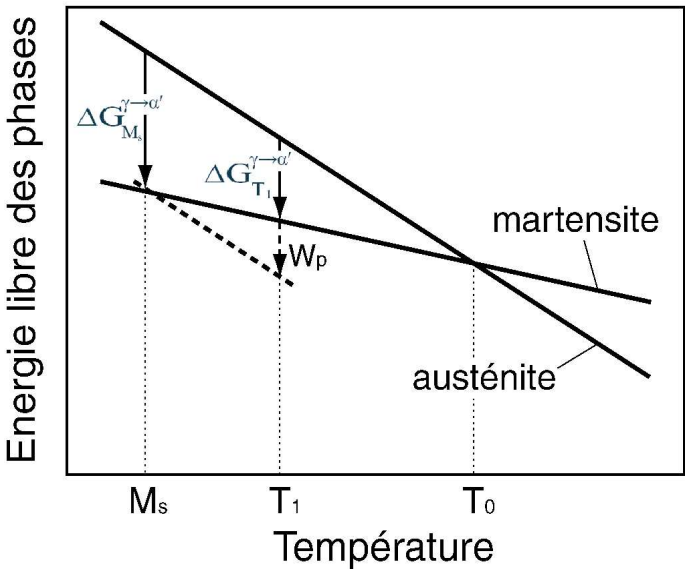


FIG. 45 – Illustration schématique des enthalpies libres de l'austénite et de la martensite en fonction de la température

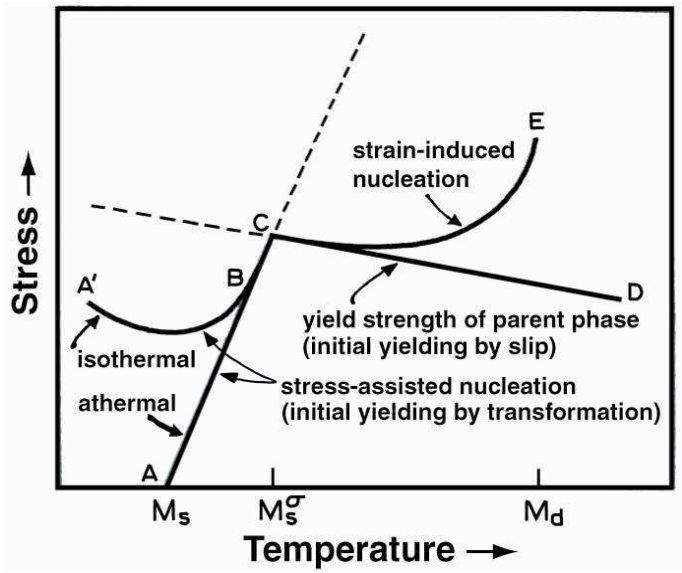


FIG. 46 – Illustration schématique montrant l'évolution de la contrainte critique de formation de la martensite en fonction de la température [Ble02]

3.3 – Mécanismes de germination et de transformation

Nous avons vu que la transformation martensitique a lieu spontanément lors d'un refroidissement en dessous de la température M_s[11], mais aussi à des températures supérieures à M_s par apport d'énergie mécanique (déformation). La martensite formée peut présenter deux morphologies différentes :

- ⋆ *lath martensite* ou martensite en lattes, accompagnée d'une importante densité de dislocations internes (voir, par exemple, [Kel92]) ;
- ⋆ *plate martensite* ou martensite en plaquettes contenant un nombre important de macles.

Suivant les valeurs de l'énergie de faute d'empilement, il existe deux mécanismes de formation de la martensite :

- ⋆ une forte énergie de faute d'empilement conduit à la formation directe de martensite α' ;
- ⋆ une faible énergie de faute d'empilement conduit à la formation de martensite ε. Aux intersections des variants de la martensite ε germe la martensite α'. Ce mécanisme indirect de transformation $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ est observé dans les aciers inoxydables instables à faible teneur en carbone. La fraction volumique de martensite ε ne dépasse pas 7-10 % [Bot97].

L'énergie de faute d'empilement (EFE) est un facteur essentiel de l'existence de la transformation martensitique induite par une sollicitation mécanique. Elle correspond à l'énergie par unité de surface d'une faute d'empilement dans un cristal et est fonction de la composition chimique et de la température. En raison des diverses interactions possibles entre les éléments d'addition de l'alliage, il est assez difficile d'estimer les valeurs de cette énergie. Par exemple, le nickel augmente l'EFE, tandis que les éléments comme le Cr, Si, Mn, N la diminuent [LP72, SR75].

Suivant le niveau de contrainte et/ou de déformation appliqué, deux modes de germination de la martensite sont possibles entre M_s et M_d [OC82a] (voir figure 46) :

- ⋆ si la température de sollicitation est proche de M_s, une contrainte extérieure permet d'atteindre le niveau nécessaire à la transformation martensitique par apport d'énergie mécanique (germination et croissance) ;
- ⋆ pour des températures supérieures (mais $T<M_d$), la martensite germe à l'intersection des bandes de glissement. Le croisement d'un défaut peut entraîner des fortes concentrations de contraintes et un abaissement de l'énergie nécessaire à la germination (germination hétérogène). Ce mécanisme permet la formation de germes de martensite dès le début de la déformation plastique.

3.3.1 – Martensite assistée par la contrainte appliquée

Quand l'austénite est sollicitée à une température supérieure à M_s, la transformation martensitique a lieu si un niveau de contrainte "critique" est atteint. L'énergie élastique liée à cette contrainte dont l'évolution en fonction de la température est montrée sur la figure 46, correspond à la force motrice manquante pour que la transformation ait lieu spontanément à la température considérée et elle est une fonction croissante de la température. La force motrice chimique $\Delta G_T^{\gamma-\alpha'}$ décroît linéairement avec l'augmentation de la température ($T>M_s$) [PC53] et contrairement, la force motrice induite par la sollicitation mécanique augmente linéairement avec la température. Dans ce régime, la contrainte nécessaire au déclenchement de la transformation martensitique est inférieure à la limite d'élasticité de l'acier. Ce mode de transformation est donc régi par la contrainte appliquée[12] et ses mécanismes sont identiques à ceux impliqués dans les transformations spontanées. La martensite se forme à partir des mêmes sites de germination

[11] la fraction de martensite alors formée dépend uniquement de l'écart de température par rapport à M_s

[12] la contrainte critique pour la germination de la martensite est associée à la propagation des défauts planaires (fautes d'empilement, macles, lattes de ε-martensite) dans l'austénite [Abr73]

que lors du refroidissement[13]. On dit que la transformation est assistée par la contrainte et la martensite formée est de type S.A.M. [OC72].

3.3.2 – Martensite induite par déformation plastique

Au-delà d'une certaine température, appelée M_s^σ, la contrainte critique nécessaire à la transformation dépasse la limite d'écoulement de l'austénite qui se déforme plastiquement avant qu'elle ne se transforme en martensite. Aussi, elle est très inférieure à celle obtenue par l'extrapolation de la courbe donnant l'évolution de la contrainte critique pour le domaine des températures $M_s<T<M_s^\sigma$. Cette diminution de la force motrice nécessaire à la transformation est consécutive à l'apparition des nouveaux sites de germination pour la martensite créés aux intersections des bandes de glissement [LIO98] lors de la déformation plastique de l'austénite[14]. Dans ce régime, la transformation n'a pas d'influence sur la limite d'élasticité du matériau, elle est induite par la déformation[15] et la martensite formée est de type S.I.M. [OC72].

La température M_s^σ marque l'inversion de la dépendance de la contrainte d'écoulement du matériau envers la température [OC82a, TW92, HGOC89]. Elle définit le passage d'un mécanisme de transformation à l'autre, i.e. S.I.M. $\leftrightarrow$ S.A.M.

3.4 – Plasticité de transformation

Le changement de forme des zones transformées en martensite provoque une accumulation des contraintes qui peuvent être relaxées par déformation plastique sous forme de glissement (dislocations parfaites) ou de macles. La transformation martensitique s'accompagne donc d'une déformation plastique macroscopique correspondant au phénomène de *plasticité de transformation*.

L'influence de l'apparition de la martensite lors des sollicitations mécaniques sur les mécanismes de déformation des aciers TRIP a été longuement étudiée. Les conséquences de la transformation de l'austénite métastable, comme la dilatation ou le cisaillement engendrés par le changement de la structure cristalline, la sélection de certains variants de martensite ou encore le changement soudain de la pente d'écrouissage [PC53, OC75, OC82a, TW92, SPO92] améliorent la résistance mécanique et la ductilité du matériau par l'augmentation du taux d'écrouissage [ZPFB67, OA78, Ols82]. Ces effets, associés aux caractéristiques intrinsèques de la transformation martensitique et à l'interaction de cette transformation avec la microstructure, sont classiquement reliés à deux mécanismes [LD89, MF95, GZZ95, FRW+00, VCP94]. Ce sont, pour résumer, les effets macroscopiques de l'interaction contrainte-produits de transformation d'une part, de l'accommodation plastique locale des incompatibilités de déformation thermo-métallurgique, d'autre part, qui provoquent :

- ⋆ la sélection de certains variants de martensite favorablement orientés par rapport à la direction de la contrainte appliquée lors de la transformation assistée par la contrainte, encore appelé effet Magee [MP68] ;
- ⋆ la microplasticité des phases due au changement de volume et de forme associés à la transformation martensitique, encore appelé effet Greenwood-Johnson [GJ65].

[13] dans ce cas, la fraction de martensite formée varie linéairement avec la partie plastique de la déformation

[14] dans les aciers inoxydables instables, la courbe de transformation correspondant à ce régime est une sigmoïde [OC75]

[15] pour des températures de sollicitation supérieures à M_d, le travail plastique de déformation nécessaire pour induire la transformation devient plus important que la résistance à la rupture du matériau. L'austénite se déforme plastiquement sans se transformer, il n'est plus possible donc d'induire la transformation par déformation

La transformation des grains d'austénite provoque un écrouissage important de la matrice ferritique environnante, écrouissage dû à la production de dislocations lors de la transformation (voir figure 47) et, aussi, un adoucissement lié au changement de forme de la zone transformée et à la relaxation des contraintes par déformation plastique [OC82a]. Cet adoucissement, lié à la plasticité de transformation, est négligeable pour des températures d'essai supérieures à M_s^σ mais ne l'est plus au début de la transformation dans le cas contraire. En effet, lors d'une transformation induite par déformation plastique, la formation de la martensite génère un écrouissage important qui équilibre l'adoucissement par une production importante de dislocations.

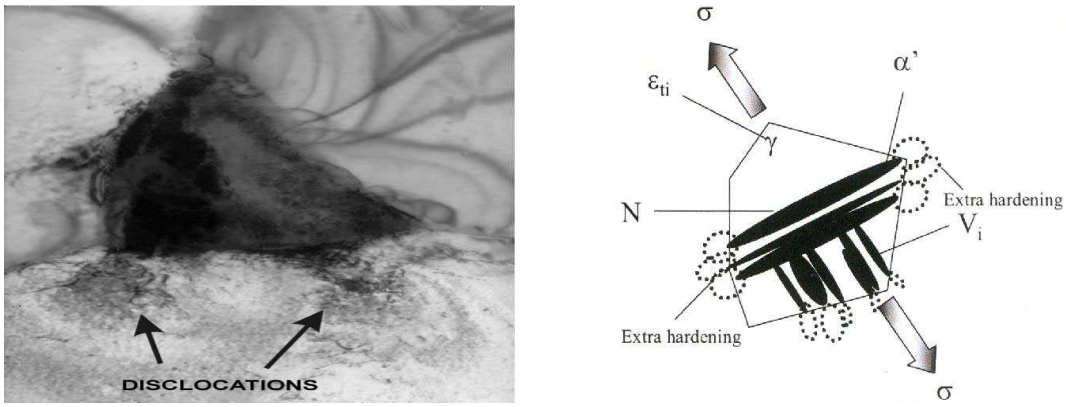


FIG. 47 – Micrographie MET montrant les dislocations générées par la transformation martensitique (SIM) dans les grains de ferrite situés à proximité de l'ancien grain de l'austénite résiduelle [JFPD00]

Pour des températures de sollicitation allant de M_s à M_d, les auteurs [TW92, BZP72, Fah71] ont rapporté une augmentation de la ductilité et de la résistance du matériau grâce à l'effet TRIP. Au cours d'une sollicitation mécanique, la formation de la martensite et l'émission d'un nombre important de dislocations qui accompagne ce processus, augmentent la capacité d'écrouissage de l'acier, ce qui retarde la striction [JFPD00, EP02].

3.4.1 – Effet Magee

Ce mécanisme assimile la transformation de phase à un mode de déformation très voisin du maclage. Selon cette interprétation, l'application d'une contrainte orienterait les produits de transformation [Sch32, Mag66]. Lors d'un refroidissement à contrainte nulle, il n'existe pas de déformation de transformation macroscopique (hormis la variation de volume), car les déformations de transformation propres à chaque variant se compensent mutuellement. La formation des divers variants est équiprobable, mais, si le déviateur des contraintes est non nul lors du refroidissement, seuls les variants les mieux orientés par rapport au chargement vont s'activer. Ainsi, la déformation de transformation globale sera non nulle et orientée par la contrainte appliquée.

Ce mécanisme est à la base des propriétés mécaniques des alliages à mémoire de forme, mais a également été observé dans les aciers (plaquettes de martensite orientées et un effet mémoire non négligeable) [Abr73, GZZ95, MW53].

3.4.2 – Effet Greenwood-Johnson

Cette interprétation considère que la plasticité de transformation est due à la "polarisation" par la contrainte appliquée de la micro-plasticité engendrée par les incompatibilités de volume associées à la transformation de phase [JR61, GJ65, Leb89]. En d'autres termes, les contraintes générées par l'avancée du front de transformation créent des dislocations mobiles que le champ de contraintes appliqué fait glisser[16]. Cet effet prend donc en compte l'accommodation inélastique de la déformation de Bain dans les deux phases.

[16]les différences de coefficients de dilatation thermique dans les matériaux multiphasés stables peuvent donner naissance à un écoulement plastique de même nature. C'est le cas des composites à matrice métallique [FL87]

En conclusion, dans le cas de la transformation martensitique, la variation de volume (partie isotrope de la déformation de transformation) est accommodée par déformation plastique de la phase mère (mécanisme Greenwood-Johnson), alors que le cisaillement (partie déviatorique) est adapté par avancée de la transformation ou création d'autres plaquettes d'accommodation (mécanisme de Magee)[17].

3.5 – Stabilité de l'austénite résiduelle

Des auteurs [Sac83, GST85, YYKK83] ont rapporté l'existence de l'austénite résiduelle dans les aciers Dual Phase sous forme de films encapsulés entre les lattes de martensite ou alors comme des grains de très petite taille (quelques micromètres) isolés dans la matrice [YYKK83, RAD+79]. Comme ces aciers ne contiennent pas d'élément stabilisant[18], d'autres mécanismes qui pourraient expliquer la stabilisation de l'austénite ont été envisagés. Parmi eux, l'effet de taille de grain ou l'état local de contrainte exercé par les phases voisines. Par ailleurs, il a été montré que de la martensite peut se former suite à des sollicitations mécaniques, ce qui induit un faible effet TRIP dans ces aciers. Rigsbee et Arend [RvdA77] ont suggeré que la transformation de phase augmente l'écrouissage du matériau par accumulation des dislocations dans la ferrite. Cependant, cette austénite se transforme très rapidement, dans les tout premiers stades de déformation plastique et l'effet TRIP ne peut plus contribuer à améliorer les capacités de déformation du matériau. Il en a été conclu que la stabilité de l'austénite résiduelle est un facteur essentiel pour augmenter de façon effective les propriétés mécaniques du matériau.

Dans certaines classes d'aciers contenant de l'austénite à l'état métastable, la stabilité de cette phase est contrôlée en dosant judicieusement les éléments d'addition de l'alliage [ZPFB67, BZP72, Fah71] de façon à obtenir le meilleur effet TRIP à la température considérée. Des traitements thermiques spécifiques sont aussi utilisés pour atteindre la stabilité souhaitée dans d'autres types d'aciers, comme les aciers maraging [KMN83] ou les aciers martensitiques [Hai88, HOCT89].

La figure 48-(a) montre que l'optimum des propriétés mécaniques est atteint à une température située entre M_s^σ et M_d qui dépend de la composition chimique[19] et de la contrainte appliquée[20]. Cette augmentation des propriétés mécaniques est due au fait que la formation de la martensite retarde de façon significative la localisation de la déformation par amélioration de la capacité d'écrouissage du matériau.

La courbe donnant l'évolution de la *limite d'élasticité* du matériau en fonction de la température d'essai passe par un maximum à la température M_s^σ. Cette évolution résulte d'un compromis entre deux phénomènes opposés [OC82a] :

- ⋆ *effet de la température* : diminution de la limite d'élasticité pour des températures croissantes due à l'activation thermique de la déformation plastique. En outre, la température a un effet sur la cinétique de la transformation martensitique : dans les aciers inoxydables instables, le taux d'austénite transformée décroît avec l'augmentation de la température. Le même effet a été observé dans les aciers Dual Phase [Sac83], figure 48-(b) ;
- ⋆ *effet de la transformation martensitique*, martensite assistée par la contrainte (S.A.M.) : la transformation martensitique débute dans le domaine élastique, d'autant plus tôt que la température diminue. Les concentrations de contraintes qu'elle génère provoquent une déformation inélastique précoce du matériau. Pour des températures inférieures à M_s^σ, la transformation martensitique provoque donc une diminution de la limite d'élasticité avec la température.

[17] selon cette hypothèse, une martensite dont la dilatation de transformation est faible, ne doit générer aucune plasticité de transformation de type GJ. C'est le cas des martensites thermoélastiques dans les alliages à mémoire de forme

[18] en dehors du carbone concentré dans l'austénite intercritique. Ce carbone ne permet pas cependant une stabilisation suffisante de l'austénite

[19] la composition chimique fixe M_s

[20] la valeur de la contrainte détermine l'efficacité du mécanisme de transformation S.A.M.

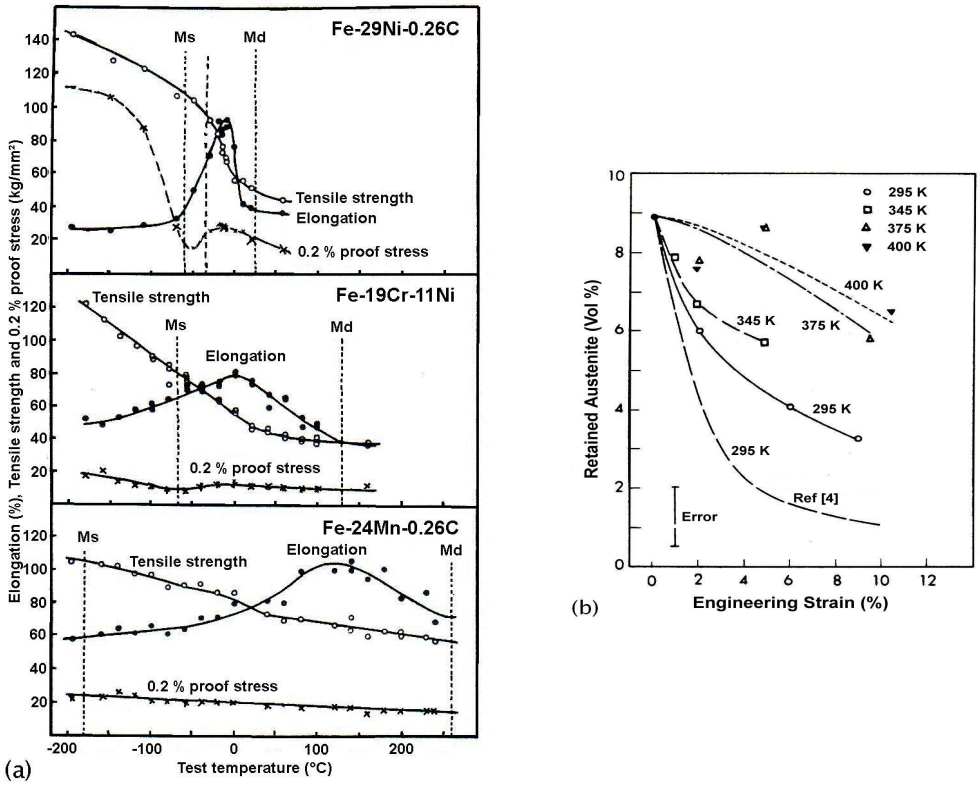


FIG. 48 – (a) Effet de la température sur les propriétés mécaniques pour trois aciers fortement alliés contenant de l'austénite métastable [TW92] ; (b) Variation avec la déformation de la teneur en austénite résiduelle, pour plusieurs températures de sollicitation, dans un acier Dual Phase 0.12C-1.4Mn-0.5Si-0.06V [Sac83]

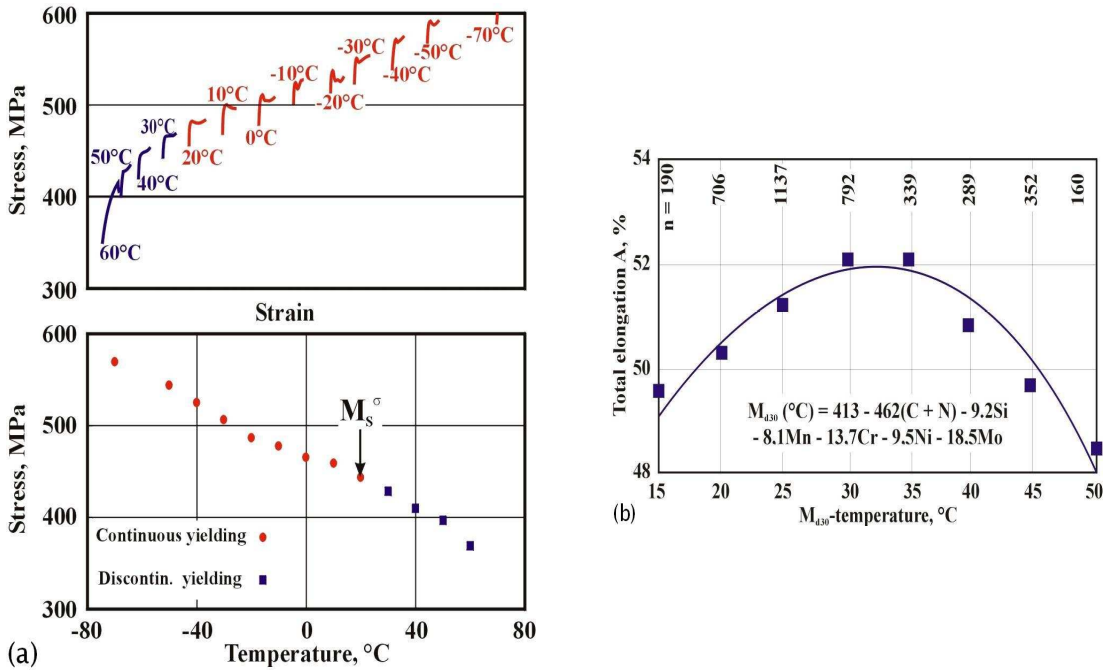


FIG. 49 – (a) Détermination de la température M_s^σ pour un acier TRIP multiphasé [KVH00] ; (b) Illustration de la relation entre la température M_d^{30} et l'allongement A pour un acier inoxydable instable (n représente le nombre d'essais de traction) [Ble02]

La température M_s^σ sépare les deux mécanismes de transformation S.A.M. et S.I.M. Si les températures M_s et M_d caractérisent la stabilité thermique de l'austénite, la température M_s^σ est le paramètre qui caractérise la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle, les propriétés mécaniques étant optimales au voisinage et au dessus de cette température [TW92, Tam82].

Afin d'obtenir expérimentalement cette température, Richman et coll. [RB71] et Vasilakos et coll. [VPHB99] ont mis au point une technique de mesure : à partir des hautes températures, une éprouvette du matériau considéré est chargée en traction simple pour obtenir la limite d'élasticité conventionnelle à 0.2 % de déformation plastique, $Rp_{0.2}$ et ce, à plusieurs températures, voir figure 49-(a). Cette méthode de mesure suppose que la limite d'élasticité de mesure est contrôlée par le comportement de l'austénite. Si l'hypothèse est vraie dans le cas des aciers inoxydables instables et dans celui des aciers martensitiques avec de l'austénite dispersée dans la matrice[21], elle l'est moins dans le cas des aciers TRIP faiblement alliés, où la microstructure est principalement composée de ferrite. Pour ces aciers là, la limite d'écoulement est déterminée par le comportement de la ferrite ou alors, elle est contrôlée par des interactions complexes entre les phases qui constituent la microstructure. En conséquence, la température M_s^σ est obtenue en faisant des essais de traction sur plusieurs éprouvettes, chaque essai ayant lieu à une température inférieure à celle de l'essai qui le précède. Comme il a été spécifié, la température correspondant au pic de la limite d'élasticité est M_s^σ et elle correspond au passage d'un mécanisme de transformation à l'autre (S.I.M. $\leftrightarrow$ S.A.M.).

Cependant, un autre aspect est à considérer. Lors de ses études, Jacques [Jac98, JLD01] a montré que la stabilité mécanique de l'austénite (i.e. sa capacité de se transformer lors des sollicitations mécaniques) est affectée non seulement par sa teneur en carbone [THI91, SMT91, ITU95], mais aussi par les propriétés des phases qui l'entourent. À partir des analyses sur les aciers TRIP dont les compositions chimiques sont données sur le tableau 3 et les traitements thermiques et la microstructure obtenue (tableau 4), l'auteur a mis en évidence l'effet d'écran que la martensite peut avoir pour empêcher la transformation de l'austénite lors des sollicitations mécaniques. En effet, malgré une plus grande teneur en carbone et donc une stabilité intrinsèque plus grande de l'austénite résiduelle, la figure 50 montre que l'acier LSi VI présente une transformation plus importante que les aciers LSi IV et LSi V, ce qui est dû à l'absence de la martensite dans cet acier. La contribution de chaque phase à la résistance mécanique du matériau est fonction de ses propriétés mécaniques [TT82, PF92, SG87]. Lors d'une sollicitation mécanique, le transfert de charge vers la martensite diminue la valeur des contraintes locales exercées sur l'austénite résiduelle et lui confère (voir les résultats correspondant au matériau LSi VI) une stabilité mécanique apparente comparable à celle d'un matériau ayant une austénite résiduelle plus riche en carbone (comme le matériau HSi II). La présence de la martensite améliore, non seulement les propriétés mécaniques des aciers, mais aussi, pour les aciers TRIP faiblement alliés, la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle et donc, l'efficacité de l'effet TRIP.

De même, le rôle des autres phases (ferrite, bainite) est aussi très important. Par exemple, d'après Leslie [Les72] et Aranzabal et coll. [AGRIU97], l'ajout du silicium augmenterait la résistance de la ferrite de 100 MPa et de 20 MPa celle de l'austénite, respectivement, pour 1 % de soluté. Dans le cas des aciers TRIP, ce durcissement de la matrice par la solution solide (le silicium) pourrait expliquer la meilleure stabilité de l'austénite pour les matériaux HSi, figure 50.

La bainite influence la morphologie de l'austénite et la quantité d'austénite résiduelle non-transformée après une sollicitation mécanique. Il a été montré [SMKS93] que l'austénite sous forme de films situés à côté des lattes bainitiques est plus stable (meilleur enrichissement en carbone lors du traitement isotherme et fort confinement géométrique) et ne se transforme pas en martensite lors de la déformation. Les lattes de bainite jouent également un rôle d'écran et stabilisent mécaniquement cette austénite [Jac98].

[21] la martensite a une limite d'élasticité supérieure à celle de l'austénite. Par conséquent, c'est le comportement de l'austénite qui contrôle la limite d'élasticité de ces aciers [HGOC89]

wt%	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	Al	N
HSi	0.13	1.42	1.5	0.013	0.009	0.013	0.02	0.008	0	0.027	0.0079
LSi	0.16	1.3	0.38	0.013	0.012	0.019	0.027	0.019	0.013	0.03	0.0063

TAB. 3 – Compositions chimiques des aciers TRIP considérés [Jac98]

			α (%)	α_b (%)	γ_r (%)	$\alpha'_{thermal}$ (%)	c_{γ_r} (wt%)
HSI	I	760°C/2min/410°C/5min	~75	~15	8	0	0.93
HSi	II	775°C/2min/360°C/5min	~60	~30	7.9	~0	0.85
HSi	III	775°C/2min/410°C/5min	~60	~30	7.8	0	0.97
LSi	IV	730°C/5min/370°C/30s	~75	~9	8.8	~7	0.61
LSi	V	730°C/5min/370°C/1min	~75	~12	8.1	~5	0.68
LSI	VI	730°C/5min/370°C/3min	~75	~19	6.1	0	0.73

TAB. 4 – Fractions volumiques des différentes phases de la microstructure des aciers HSi et LSi et teneur en carbone c_{γ_r} de l'austénite résiduelle [Jac98]

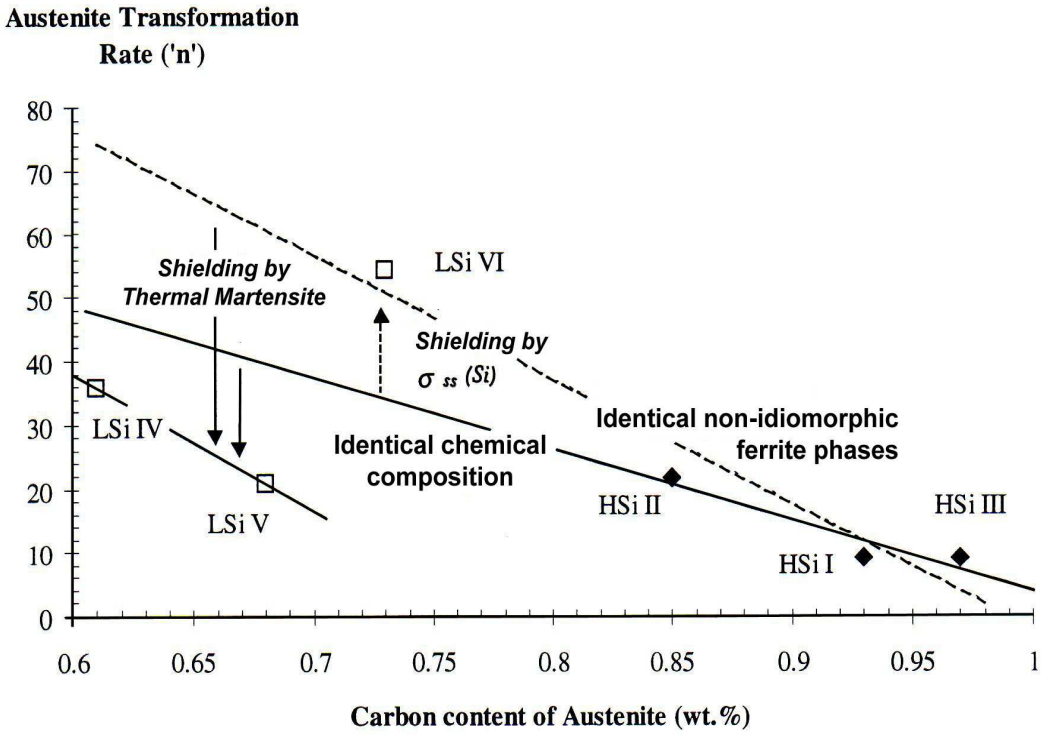


FIG. 50 – Taux de transformation de l'austénite en fonction de sa teneur en carbone pour les deux aciers HSi et LSI. La ligne continue représente l'interpolation des résultats correspondant aux trois matériaux HSi (même composition chimique), le trait en pointillés correspond à l'interpolation des résultats obtenus sur les trois matériaux HSi et sur le matériau LSi IV (même nature des phases ferritiques). L'interpolation utilise la loi de transformation donnée par $\frac{f_\gamma - f_{\gamma,\varepsilon_h}}{f_{\gamma 0} - f_{\gamma,\varepsilon_h}} = k \cdot e^{-n \cdot \varepsilon}$, avec k et n constantes [Jac98]

On a indiqué précédemment que l'austénite résiduelle peut être répartie sous deux formes : celle intergranulaire située aux joints de grains de la ferrite, qui se transforme facilement lors de la déformation et l'austénite intragranulaire [YBMK85] formée sur l'ancien emplacement de la perlite lors du recuit intercritique[22] [JCH+98]. Parce que cette dernière est très enrichie en Mn [CGRO85] et ses grains sont de faible dimension [KDH77], l'austénite intragranulaire est très stable et se transforme difficilement en martensite lors des sollicitations mécaniques.

Nous avons vu que plusieurs paramètres sont à considérer lorsqu'on analyse la stabilité de l'austénite résiduelle. Non seulement la teneur en carbone, mais aussi les propriétés mécaniques des phases voisines contrôlent sa stabilité et son taux de transformation en martensite quand le matériau est soumis à des sollicitations thermomécaniques. Par conséquent, dans le cas des aciers TRIP multiphasés, la température M_s^σ ne représente pas un paramètre rigoureux pour rendre compte de la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle, mais, plutôt, elle caractérise la stabilité mécanique intrinsèque de cette austénite.

La stabilité chimique de l'austénite dépend principalement de sa teneur en carbone. Plusieurs auteurs ont proposé des formules empiriques permettant de déterminer la température M_s en fonction de la teneur en éléments d'alliage de l'acier [And65, SH56, KR82]. Parmi eux, à partir d'une importante base expérimentale, figure 51-(a), Wang et Van der Zwaag [WvdZ01] ont identifié une relation permettant de calculer la température M_s de l'austénite pour un acier TRIP Fe-0.2C-1.5Mn-1.5Si :

$$M_s(K) = 273 + 545.8 \cdot e^{-1.362 \cdot c_c}$$

D'après cette équation, si d'autres mécanismes de stabilisation (outre l'effet du carbone) n'étaient pas présents, alors, pour une austénite résiduelle à 2 % de carbone, la température M_s serait d'environ 308 K. Les auteurs ont aussi calculé l'influence de la taille de grain de l'austénite sur la température M_s, figure 51-(b). Pour des tailles de grain supérieures à 1 μm l'austénite résiduelle est instable et se transforme en martensite sous des faibles sollicitations. Si la taille de grain de l'austénite est inférieure à 0.02 μm elle sera trop stable et aucun effet TRIP ne peut avoir lieu[23].

La martensite formée est athermique[24] (germination hétérogène) si, pour une taille de grain de l'austénite résiduelle d'environ 1 μm, le nombre de sites de germination de la martensite est suffisamment grand, i.e. de l'ordre de $2.5 \cdot 10^{17}$ m^{-3}. Si le nombre de sites de germination est inférieur à cette valeur, alors la stabilisation de l'austénite peut avoir lieu.

L'étude bibliographique sur les modèles de transformation de phase (plasticité de transformation, effet TRIP) est donnée dans le chapitre III (présentation générale) et IV (présentation détaillée des différents modèles) de la thèse.

[22] lors du recuit intercritique, l'austénite germe sur des fines particules de cémentite, eux mêmes formés à partir des particules de perlite rendus sphériques par la prédéformation dans le domaine intercritique

[23] les joints de grain stabilisent la phase mère, car la croissance de la martensite s'arrête aux joints de grain. L'énergie interfaciale est directement liée à la dimension des lattes de martensite, figure 51-(c). À cause de la diminution de la température M_s, la diminution de la taille de grain de l'austénite entraînera une augmentation de la force motrice pour produire la transformation

[24] dans le cas d'un acier 4340 (0.4C-0.46Mn-0.28Si-1.74Ni-0.89Cr-0.21Mo), Haidemenopoulos et al. [HGOC89] ont proposé un modèle de distribution de sites autocatalytiques en loi puissance pour décrire le comportement de l'acier dans le régime de transformation assistée par la contrainte. Cette distribution prédit des valeurs raisonnables de l'enrichissement en carbone de l'austénite résiduelle dû au revenu

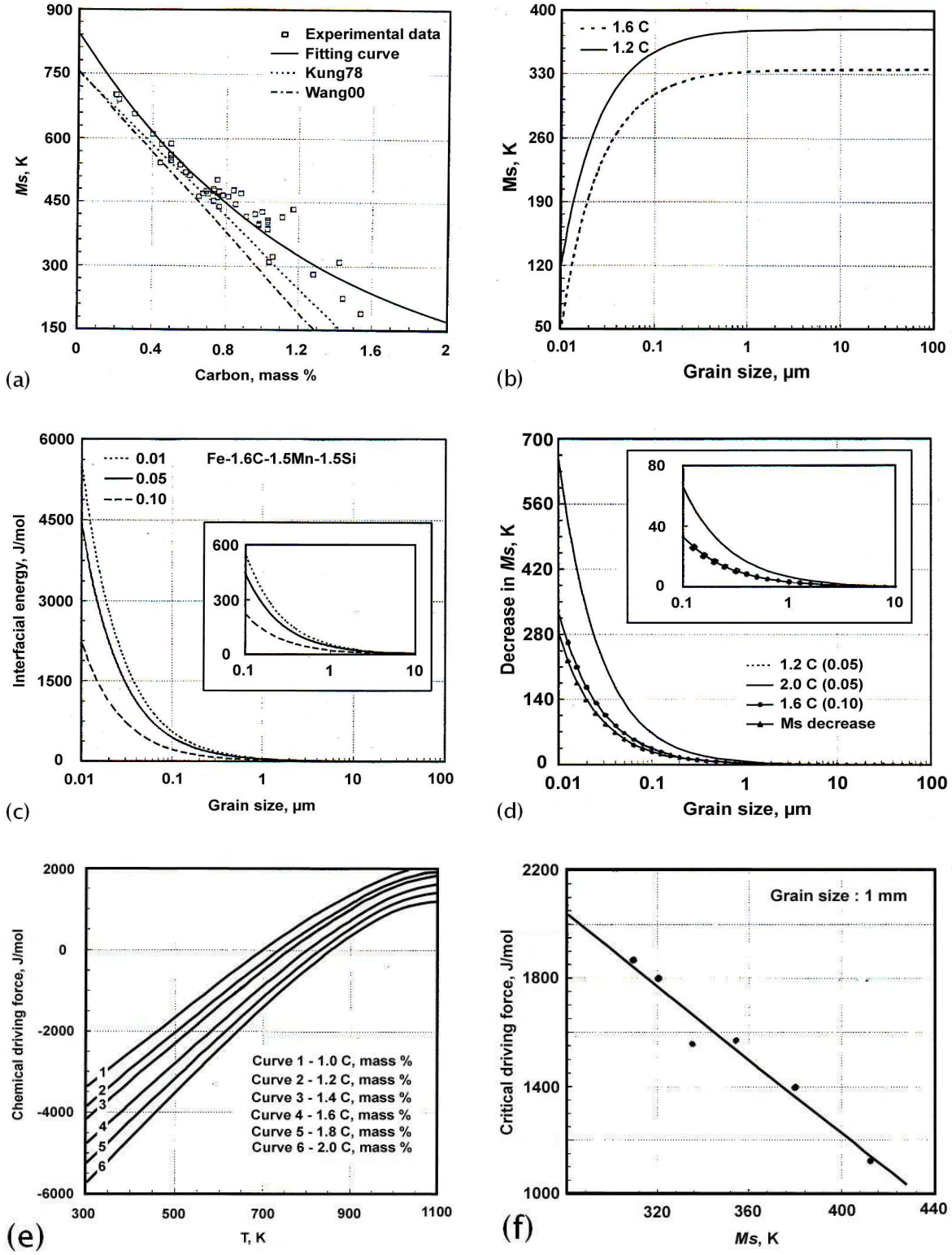


FIG. 51 – (a) Variation de la température M_s avec la teneur en carbone dans un alliage Fe-C-1.5Mn-1.5Si ; (b) Températures M_s de l'austénite résiduelle pour deux teneurs en carbone, en fonction de la taille de grain de l'austénite ; (c) Énergie interfaciale qui accompagne la formation d'une mole de martensite à la température M_s en fonction de la taille de grain ; (d) Évolution de la température M_s induite par la diminution de la taille de grain de l'austénite résiduelle ; (e) Évolution de la différence des énergies de Gibbs entre l'austénite et la martensite en fonction de la température et de la teneur en carbone ; (f) Évolution de l'énergie totale du système, écrite comme la somme des énergies chimique, élastique (due à une déformation homogène composée d'une variation de volume et d'un cisaillement) et de l'énergie d'arrangement spontané des atomes de carbone à la température M_s ou énergie de Zener, en fonction de la température M_s [WvdZ01]

4 – Conclusion

Le développement et la mise au point des aciers TRIP multiphasés a été possible grâce à l'ingéniosité des ingénieurs matériaux à travers le monde : une "simple" modification du schéma thermomécanique de la fabrication des aciers Dual Phase a permis de stabiliser l'austénite et d'obtenir finalement une microstructure où la ferrite, l'austénite résiduelle, la bainite et la martensite coexistent à la température ambiante.

Les études portant sur l'analyse des microstructures TRIP soulignent que c'est précisément le caractère multiphasé de ces microstructures qui confère aux aciers TRIP faiblement alliés des propriétés mécaniques supérieures à celles des aciers traditionnels. En effet, les caractéristiques mécaniques intrinsèques des phases constituant la microstructure TRIP sont très différentes, ce qui donne lieu à un comportement mécanique de type composite. À cela vient s'ajouter l'effet provoqué par la transformation de l'austénite résiduelle en martensite, transformation induite par la contrainte et/ou la déformation plastique lors des diverses sollicitations (thermo)mécaniques. Conjointement, deux phénomènes inhérents à cette transformation de phase contribuent à l'augmentation des propriétés mécaniques des aciers TRIP : l'accommodation de la déformation de transformation provoque une relaxation des contraintes locales et la formation de la martensite, phase dure, induit l'augmentation de la capacité d'écrouissage du matériau.

L'austénite résiduelle agit sur le comportement mécanique par sa stabilité, ainsi que par sa fraction volumique dans l'acier : une austénite trop instable se transforme en martensite dès le début de la déformation et ne contribue pas à retarder la striction. Trop stable, elle ne peut pas se transformer en martensite et l'effet positif sur la ductilité est annulé. Des teneurs croissantes en austénite résiduelle et une stabilité optimale de celle-ci ont une influence bénéfique sur la ductilité et la résistance mécanique du matériau. De plus, pour avoir une bonne formabilité la répartition de l'austénite résiduelle doit être homogène dans la pièce avant déformation.

5 – Objectifs de l'étude et démarche adoptée

Après cette première partie bibliographique, qui traite principalement de la métallurgique des aciers TRIP, quelques questions restent sans réponse, en particulier :

- ⋆ le bon comportement mécanique des aciers TRIP multiphasés (grande capacité d'écrouissage et ductilité élevée) est-il dû principalement à la transformation de phase ($\gamma_r \rightarrow \alpha'$) au cours de la déformation plastique ou alors il réside dans les propriétés mécaniques intrinsèques des phases constituant la microstructure de ces aciers ?
- ⋆ la question précédente impose de caractériser la microstructure des aciers TRIP faiblement alliés, mais aussi de déterminer le comportement des phases de la microstructure. Comment cela peut se faire ? Mesures de nanodureté couplées à des modèles micromécaniques ou alors à l'aide des techniques de mesure comme, par exemple, la diffraction de neutrons ?
- ⋆ pour savoir à quel point la transformation de phase influence-t-elle le comportement mécanique des aciers TRIP, nous avons besoin de mesurer de façon quantitative les cinétiques de la transformation martensitique induite par la déformation plastique, et ce, pour des chargements multiaxiaux. Est-ce que les techniques traditionnelles, comme la diffraction des rayons X ou l'analyse d'images conviennent-elles pour atteindre cet objectifs ? Est-ce qu'il est envisageable d'utiliser une autre méthode de mesure, permettant de gagner en rapidité et, éventuellemnt, en précision (étant donné les faibles quantités d'austénite résiduelle dans les aciers TRIP multiphasés) ?
- ⋆ comment les aciers TRIP multiphasés se comportent-ils pendant l'opération de mise en forme ?
- ⋆ concernant la simulation numérique de la mise en forme par emboutissage des aciers TRIP, une des prioriés serait de clarifier si un modèle de comportement simple, facilement

implémentable dans un code de calcul de l'emboutissage, comme, par exemple, celui donné par le critère de plasticité de Von Misès, avec le terme d'écrouissage isotrope calculé à partir de la loi des mélanges, peut raisonnablement être utilisé pour approcher le comportement mécanique de ces aciers ; une autre question serait de savoir si oui ou non la transformation de phase doit être intégrée dans un modèle de comportement pour les aciers TRIP multiphasés.

Le **chapitre 1**, à caractère bibliographique, sert d'appui théorique pour la compréhension des relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques des aciers TRIP. En particulier, il traite de la métallurgie des aciers TRIP : le traitement thermique utilisé pour obtenir la microstructure TRIP multiphasée est comparé avec celui utilisé pour fabriquer les aciers Dual Phase. Le rôle des éléments d'addition, carbone, silicium et manganèse, est également décrit dans ce chapitre.

Dans le **chapitre 2** la caractérisation de la microstructure est réalisée à plusieurs échelles et à l'aide de différentes techniques. Avec la caractérisation de la nanodureté des phases, ces analyses aident à mieux comprendre les relations existantes entre la microstructure et les propriétés mécaniques des aciers TRIP multiphasés.

L'établissement et/ou la validation d'une loi de comportement pour l'acier TRIP nécessite la caractérisation de ses propriétés mécaniques. Cette étape est aussi réalisée dans le **chapitre 2** de la thèse, où une campagne d'essais mécaniques est mise en place pour déterminer la réponse du matériau à des sollicitations multiaxiales.

L'austénite résiduelle contenue dans la microstructure de l'acier se transforme en martensite au cours de la déformation plastique de la tôle, ce qui confère au matériau une très bonne résistance mécanique et une grande capacité de déformation. La stabilité de l'austénite résiduelle est un facteur important qu'il convient de considérer lors du développement d'une loi de comportement pour les aciers TRIP. En effet, parmi d'autres paramètres, le taux de la transformation *austénite* $\rightarrow$ *martensite* dépend de la température d'une façon intrinsèque, ainsi que de l'état de contrainte. Pour quantifier cette dépendance, un montage de dosage magnétique de l'austénite résiduelle a été mis au point. Il est présenté au chapitre **chapitre 3** de la thèse. À l'aide de mesures réalisées avec ce dispositif la loi de transformation de l'austénite résiduelle en fonction de la déformation plastique, de la pression hydrostatique et de la température a été obtenue.

Dans la recherche d'une loi de comportement adéquate pour les aciers TRIP multiphasés, le chapitre **chapitre 4** démarre par un rappel bibliographique sur les différents modèles de comportement trouvés dans la littérature. Cependant, on vera que la plupart de ces modèles ont été développés à la base pour les aciers TRIP inoxydables ; un certain nombre parmi eux ont été adaptés pour caractériser le comportement mécanique des aciers TRIP multiphasés, tout du moins en traction simple.

Des mesures de diffraction de neutrons lors d'un essai de traction in-situ ont permis de déterminer le comportement mécanique de l'austénite résiduelle et de la ferrite. Le **chapitre 4** décrit ces mesures expérimentales. On montrera par la suite que le comportement du matériau de l'étude obéit à une loi des mélanges qui intègre la contribution de la transformation de phase et la contribution relative du comportement de chaque phase au comportement 3D global du matériau. Un deuxième modèle de comportement, utilisant une approche à champs moyens, est également proposé.

Selon une procédure utilisée par Renault pour caractériser la réponse des tôles à des sollicitations sévères (comme celles appliquées lors de la mise en forme), avant toute utilisation, le modèle de comportement proposé au chapitre 4 doit étre validé sur un cas concret d'emboutissage avec un outil en croix. C'est l'objectif du **chapitre 5** de la thèse. Dans notre démarche, la loi de comportement, couplée au critère de plasticité de Von Misès, a été implémentée dans un logiciel de simulation de l'emboutissage (Pam-Stamp). Finalement, les résultats de la simulation seront comparés aux résultats expérimentaux de l'emboutissage avec l'outil en croix.

Chapitre II

Caractérisations microstructurales et mécaniques du TRIP 800

1 – Composition, microstructure et propriétés des phases 59
1.1 – Composition chimique 59
1.2 – Caractérisation de la microstructure 59
1.3 – Éléments d'addition. Ségrégation 67
1.4 – Nanodureté des phases 69
1.5 – Faciès de rupture 73

2 – Caractérisation du comportement mécanique 75
2.1 – Influence du trajet de chargement 75
2.2 – Critère isotrope d'écoulement plastique 81
2.3 – Influence de la température 83
2.4 – Effet de la vitesse de sollicitation 85
2.5 – Bake hardening 91

3 – Autres aspects 99
3.1 – Soudabilité des aciers revêtus 100
3.2 – Tenue en fatigue 105
3.3 – Mécanismes d'endommagement 105

4 – Conclusion 107

Chapitre II

Caractérisations microstructurales et mécaniques du TRIP 800

Lors de ces dernières années, l'intensification des travaux sur les produits sidérurgiques de la gamme des aciers THLE ont abouti à la mise au point des aciers TRIP très comptétitifs, tant au niveau de leur microstructure, qu'au niveau de leur propriétés d'usage. En particulier, la teneur en carbone a diminué, la ténacité, la résistance et le contrôle de la quantité et de la stabilité de l'austénite résiduelle ont été améliorés.

Dans ce chapitre on s'intéresse aux caractéristiques métallurgiques et mécaniques du matériau de l'étude. Les procédures expérimentales qui ont permis de déterminer les facteurs dont dépendent les propriétés des aciers TRIP sont également décrites tout au long du chapitre.

Tout d'abord, la complexe microstructure de l'acier est caractérisée. La fraction volumique des phases, leur distribution dans la microstructure, ou encore leurs propriétés thermomécaniques, sont autant de facteurs qui déterminent la réponse du matériau aux diverses sollicitations thermiques ou mécaniques. Différentes techniques, comme la microscopie optique, le MEB ou l'AFM seront utilisées pour décrire finement la microstructure de l'acier TRIP.

Le comportement mécanique de l'acier a été caractérisé pour plusieurs chemins de déformation : traction simple, traction plane, cisaillement simple monotone et expansion équibiaxiale. À partir de ces résultats, nous essaierons de déterminer si un critère de plasticité isotrope, comme celui de Von Misès, suffit pour décrire l'évolution de l'écrouissage de l'acier lors de sa déformation plastique.

Avant l'utilisation à large échelle des aciers TRIP dans l'industrie automobile, d'autres aspects très importants doivent être abordés. Ils concernent, par exemple, la tenue en fatigue ou la soudabilité de ces aciers. Une partie de ce chapitre, à caractère bibliographique, sera consacrée à l'analyse des résultats de la littérature dans ces domaines.

1 – Composition, microstructure et propriétés des phases

Le matériau de la thèse est un acier TRIP fourni par ARCELOR (USINOR). Deux tôles différentes ont été analysées, tant au niveau de la microstructure, qu'au niveau de leur propriétés mécaniques. Une étude exhaustive sur la première nuance d'acier (1217) a été réalisée et présentée dans un précédent rapport [Rad01]. Les résultats obtenus sur cette tôle ne seront donc pas détaillés dans ce manuscrit, à l'exception de ceux dont les essais correspondants n'ont pas été réalisés sur la deuxième nuance d'acier (1736).

La tôle d'acier TRIP 800 est fournie sous forme de flans de dimension 2000x1000 mm^2, elle est électrozinguée[25] et a une épaisseur de 1.35 mm. Le procédé de fabrication correspond à celui de la figure 11 (chapitre I.2.2) pour un laminage à froid.

1.1 – Composition chimique

Une analyse chimique (SEO) a été réalisée sur un échantillon d'acier TRIP 800. La composition chimique de l'acier est donnée dans le tableau 5. Les résultats sont conformes aux données bibliographiques pour cette classe d'aciers. À titre de comparaison, la nuance 1217 de l'acier contient 0.21 %wt C, 1.7 %wt Mn, 1.74 %wt Si.

C	Mn	Si	Al	Cr	Cu	Mo	Ni	Sn	Ti	V	P	S
0.19	1.54	1.58	0.04	0.03	0.022	0.007	0.02	0.006	0.003	0.004	0.012	0.003

TAB. 5 – Composition chimique de l'acier TRIP 800 (%wt pondéré)

Nous avons vu dans le premier chapitre que, suivant la teneur en silicium du matériau, il existe deux types d'aciers TRIP :

- ⋆ les aciers TRIP à forte teneur en *silicium* ont de très bonnes propriétés mécaniques dues non seulement à la transformation de l'austénite résiduelle en martensite lors des sollicitations mécaniques, mais aussi au rôle durcissant du silicium présent en solution solide dans l'acier [Jac98]. Un inconvénient à l'utilisation de ces aciers serait leur soudabilité médiocre, ainsi qu'un état de surface imparfait pour la peinture ;
- ⋆ les aciers TRIP à forte teneur en *aluminium*. La substitution du silicium par l'aluminium est étudiée pour remédier aux inconvénients induits par les fortes teneurs en silicium. Un compromis entre la quantité d'aluminium et de silicium donnerait des résultats encourageants pour l'utilisation à large échelle de ces aciers [Mer02]. Ces aciers sont encore en phase de développement.

L'acier TRIP de notre étude fait donc partie de la première catégorie.

1.2 – Caractérisation de la microstructure

Afin de révéler la microstructure de l'acier, diverses techniques d'observation ont été utilisées. Pour visualiser les diverses phases, une attaque chimique adaptée à chacune de ces techniques est appliquée à un échantillon préalablement poli mécaniquement jusqu'au grade 1 μm.

[25] la couche de Zn a une épaisseur de 5-10 μm

1.2.1 – Répartition des phases dans la tôle

La microscopie optique permet une caractérisation d'ensemble de la microstructure. De cette façon, la taille des grains et leur répartition dans les différents plans de la tôle peuvent être analysés.

Des échantillons ont été prélevés (annexe A1) en vue d'une analyse en microscopie optique suivant les trois directions L, T et N[26] de la tôle. Une attaque colorante dérivée du réactif LePera [LeP80] (annexe A2) nous a permis d'observer la microstructure de l'acier. Avant toute analyse, les échantillons sont enrobés dans une résine acrylique et les étapes de polissage sont celles classiquement employées pour les aciers, l'étape ultime étant le polissage sur drap dur avec une pâte diamantée de 1 μm. Afin d'éviter toute oxydation, les échantillons sont rincés à l'éthanol entre chaque étape de polissage et séchés dans un flux d'air chaud.

La figure 52 montre l'austénite résiduelle qui est colorée en blanc et la ferrite colorée en bleu. La martensite devrait apparaître colorée en marron clair. Il a été montré [Jac98] que la teneur en carbone et en silicium de l'acier affecte la coloration de la matrice ferritique. Moins l'acier est allié et plus la ferrite change de couleur, du bleu vers le marron.

La distribution des grains d'austénite est homogène dans les plans LN et TN de la tôle ; elle l'est un peu moins dans le plan LT de la tôle où nous pouvons rencontrer des zones enrichies en austénite, figure 52. Ce sont probablement des bandes de ségrégation créées après le laminage de l'acier. Le principe de la formation de ces bandes pourrait être le suivant : une ségrégation produite lors de la solidification de l'acier est suivie par la création d'une morphologie en bandes après le laminage, l'enrichissement en austénite et la concentration de l'austénite résiduelle dans ces zones a lieu lors du traitement thermique[27] de l'acier.

Les micrographies de la figure 53 montrent la microstructure des aciers TRIP produits par d'autres fabricants d'acier. Elles rendent compte de la variété des microstructures des aciers TRIP. On constate que les grains de ferrite ont soit une forme plutôt sphérique, soit une forme allongée dans le sens du laminage, figure 53-(b). Dans la plupart des cas, l'austénite résiduelle est dispersée sous forme d'îlots aux joints de grains de la ferrite, mais elle peut aussi avoir une morphologie plus aciculaire, voir la figure 53-(b).

La martensite devrait apparaître sous forme de points marron clair aux interfaces ferrite/austénite ou à l'intérieur des grains d'austénite. Or, la finesse de la structure et les capacités de grandissement limitées des microscopes optiques disponibles (x 1000) permettent difficilement de distinguer entre l'austénite résiduelle et la martensite, dont la taille est inférieure au micron. C'est pourquoi, afin de résoudre ces deux phases à une échelle plus fine, nous avons eu recours à une autre technique d'observation qui utilise le MEB.

Pour employer cette technique, il faut en premier lieu créer un contraste topographique entre les phases. À cette fin, un réactif d'attaque adapté doit être utilisé. Lors de ses travaux de thèse, Lambert [Lam01] a révélé les composants MA d'un acier bainitique à l'aide de la solution chimique Villela [Vil74] (annexe A2). Nous l'avons donc aussi retenue pour les observations MEB sur l'acier TRIP de notre étude.

Les photos MEB ont été obtenues avec un microscope équipé d'un canon à effet de champ à faible tension d'accélération[28], après polissage et attaque Villela. Le réactif dissout fortement la ferrite, la martensite est moins attaquée, tandis que l'austénite résiduelle n'est pas attaquée du tout. Lors d'une observation au MEB (en électrons secondaires), la différence de profondeur ainsi créée entre les phases à la surface de l'échantillon attaqué donne le contraste permettant de distinguer ces phases sur les images MEB.

[26] **L** désigne le sens long, **T** le sens travers et **N** la normale au plan de la tôle
[27] il s'agit du maintien bainitique
[28] la tension utilisée lors de ces analyses était de 10 kV

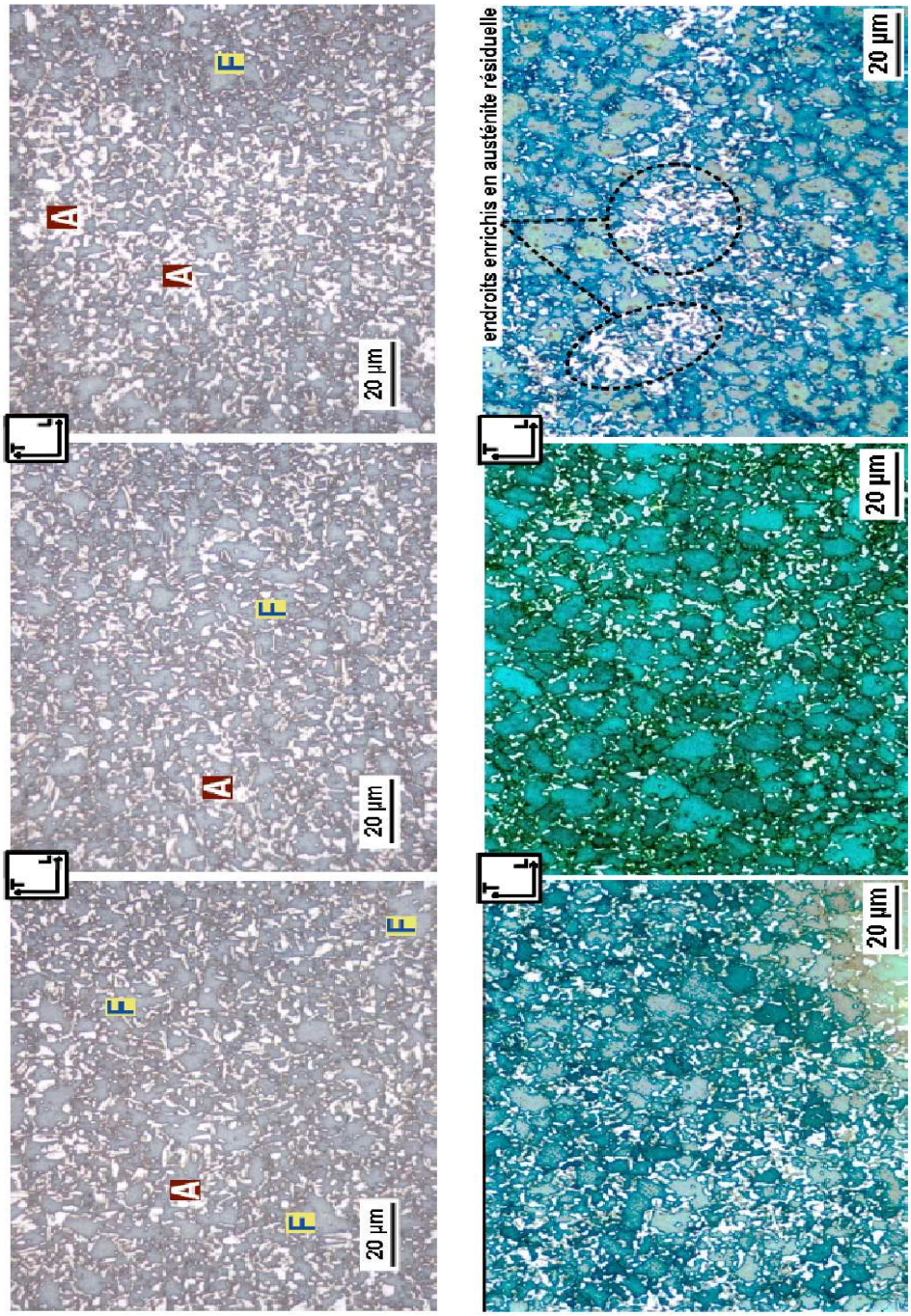


FIG. 52 – Micrographies optiques de l'acier TRIP 800 dans la plan de la tôle : mise en évidence des phases et des zones enrichies en austénite résiduelle

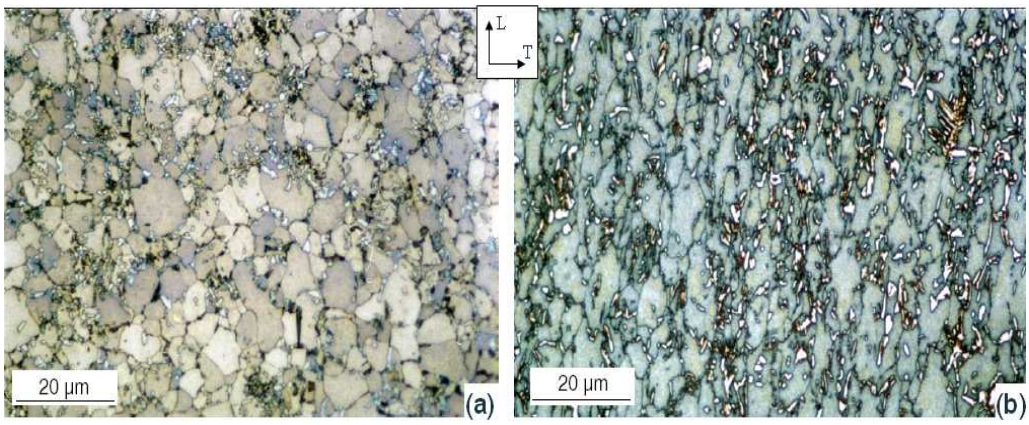


FIG. 53 – Microstructures des aciers TRIP fabriqués par (a) Thyssen et (b) Kobe Steel

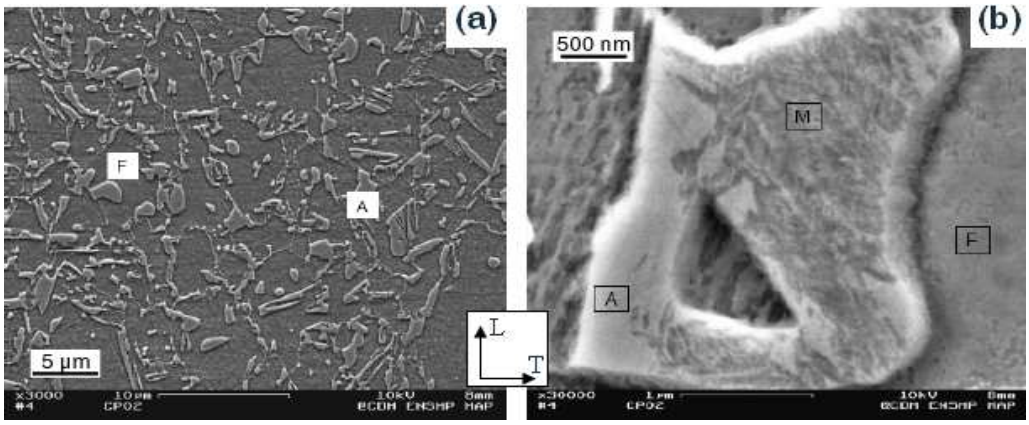


FIG. 54 – Images MEB de la microstructure de l'acier, dans le plan de la tôle : (a) vue globale, (b) grain d'austénite résiduelle (A) partiellement transformé en martensite (M). A=austénite, F=ferrite, M=martensite

Cette fois, le niveau de détail atteint permet de bien distinguer toutes les phases de la microstructure. La figure 54 est un résultat caractéristique d'une analyse au MEB de l'acier TRIP 800. Un "faible" grandissement (x 3000), figure 54-(a), permet de déterminer la taille moyenne des grains ferritiques, qui est de l'ordre de 5-10 μm, alors que celle de l'austénite résiduelle ne dépasse pas 1-3 μm. Des niveaux de grandissement supérieurs (x 10000) nous ont donné la possibilité de mettre en évidence la martensite formée à l'intérieur de l'ancien grain d'austénite résiduelle, figure 54-(b). Ceci permet de distinguer sans ambiguïté la martensite de l'austénite dans les îlots.

1.2.2 – Morphologie de l'austénite résiduelle

Les grains d'austénite résiduelle ont une morphologie (forme, dimension, orientation) qui peut varier en fonction des paramètres du cycle thermomécanique et de la teneur en éléments d'addition de l'alliage. L'analyse des images MEB montre que, dans la plupart des cas, les îlots d'austénite résiduelle se forment aux joints de grains de ferrite, figure 55. Cette austénite "massive" (grains d'environ 2 μm) est sensible à la déformation et se transforme facilement en martensite contribuant ainsi à augmenter la ductilité du matériau [KLCL01]. L'austénite intragranulaire, figure 55, est présente en quantités beaucoup plus faibles et ses grains sont plus petits et allongés, d'une taille d'environ 1 μm. Lors de la déformation elle se transforme difficilement en martensite, car sa composition chimique est différente de celle de l'austénite formée aux joints de grains [Jac98]. La haute teneur en manganèse[29] [CGRO85], jointe à un effet de taille, rendent l'austénite intragranulaire très stable [RvdA77, RR83, KDH77, XH94]. Par exemple, l'effet de taille est visible sur la figure 55 où, après une déformation de l'ordre de 20 %, l'ancien grain d'austénite résiduelle d'une taille d'environ 2 μm est entièrement transformé en martensite, alors que le petit grain d'une taille de 1 μm et situé juste à côté du premier est resté austénitique.

Il est très intéressant d'observer plus en détail la forme 3D des grains d'austénite résiduelle. Afin de regarder leur géométrie à travers plusieurs coupes, le faciès d'un échantillon est plusieurs fois analysé au MEB, chaque fois après un cycle de polissage suivi d'une attaque chimique avec le réactif Villela[30]. D'après la figure 56, il semblerait que les grains d'austénite résiduelle soient percolés entre ceux de la matrice de ferrite. Au vu de leur géométrie variée, il est difficile de définir une forme et une taille caractéristique de ces grains.

La figure 57 montre qu'il n'y a pas d'hétérogénéité notable de la microstructure, i.e. la taille, la morphologie est la même dans les trois plans de coupe.

[29] l'austénite intragranulaire s'est formée à partir des particules sphériques de cémentite lors du recuit intercritique

[30] en sachant que ces grains ont une taille très faible, entre deux analyses au MEB, l'échantillon est *très* faiblement poli en utilisant la pâte diamant de 1 μm et *très* faiblement attaqué. Une empreinte de dureté a été faite afin de pouvoir repérer l'endroit contenant le grain que nous voulions analyser

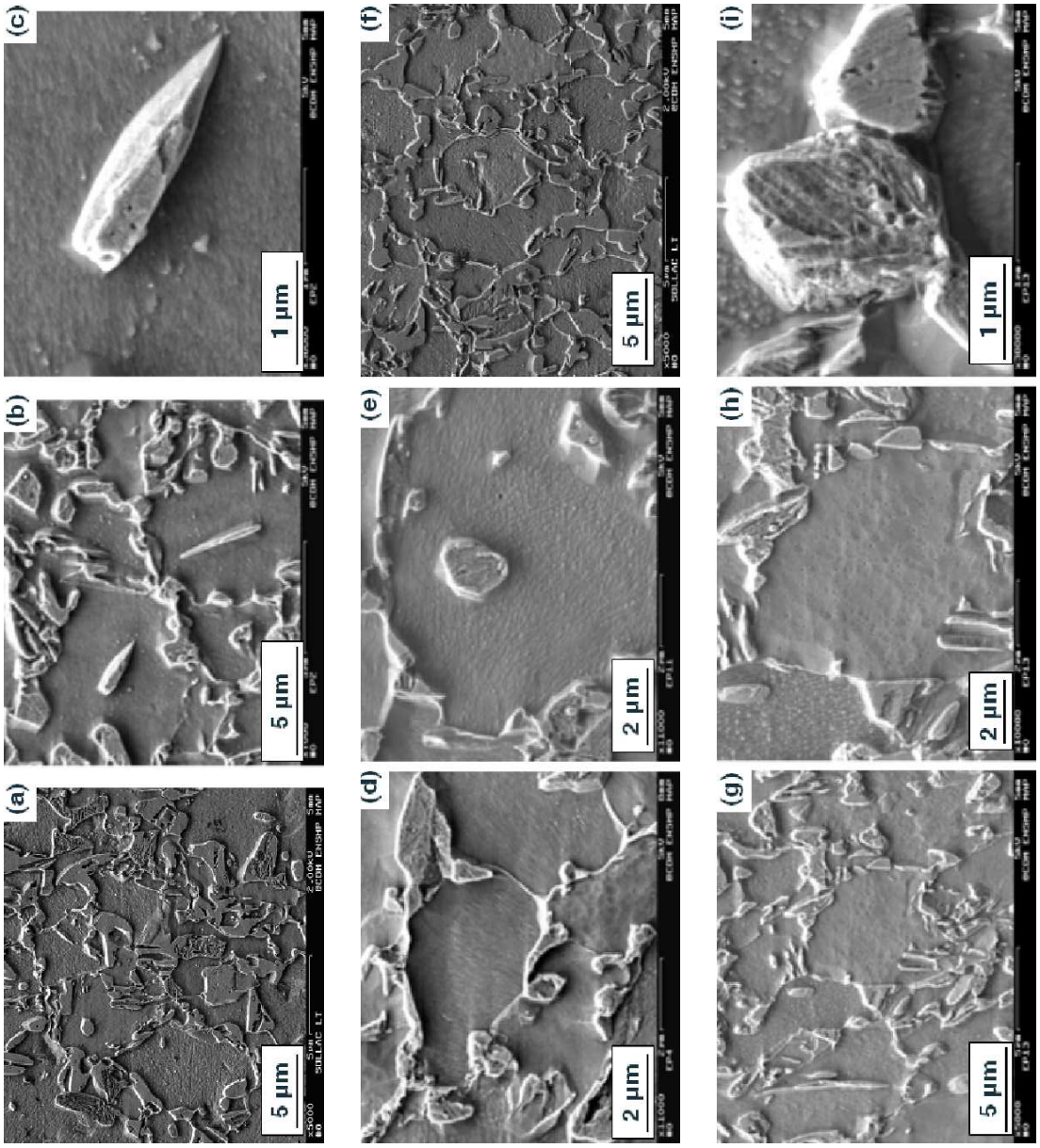


FIG. 55 – Images MEB dans le plan de la tôle : (a)-(d)-(f)-(g)-(h) Vue globale de la microstructure TRIP ; Mise en évidence de l'effet de forme : l'austénite intragranulaire allongée (b)-(c) est plus stable que celle ayant une forme sphérique (e) ; L'effet de taille est visible sur l'image (i) de l'ensemble des micrographies

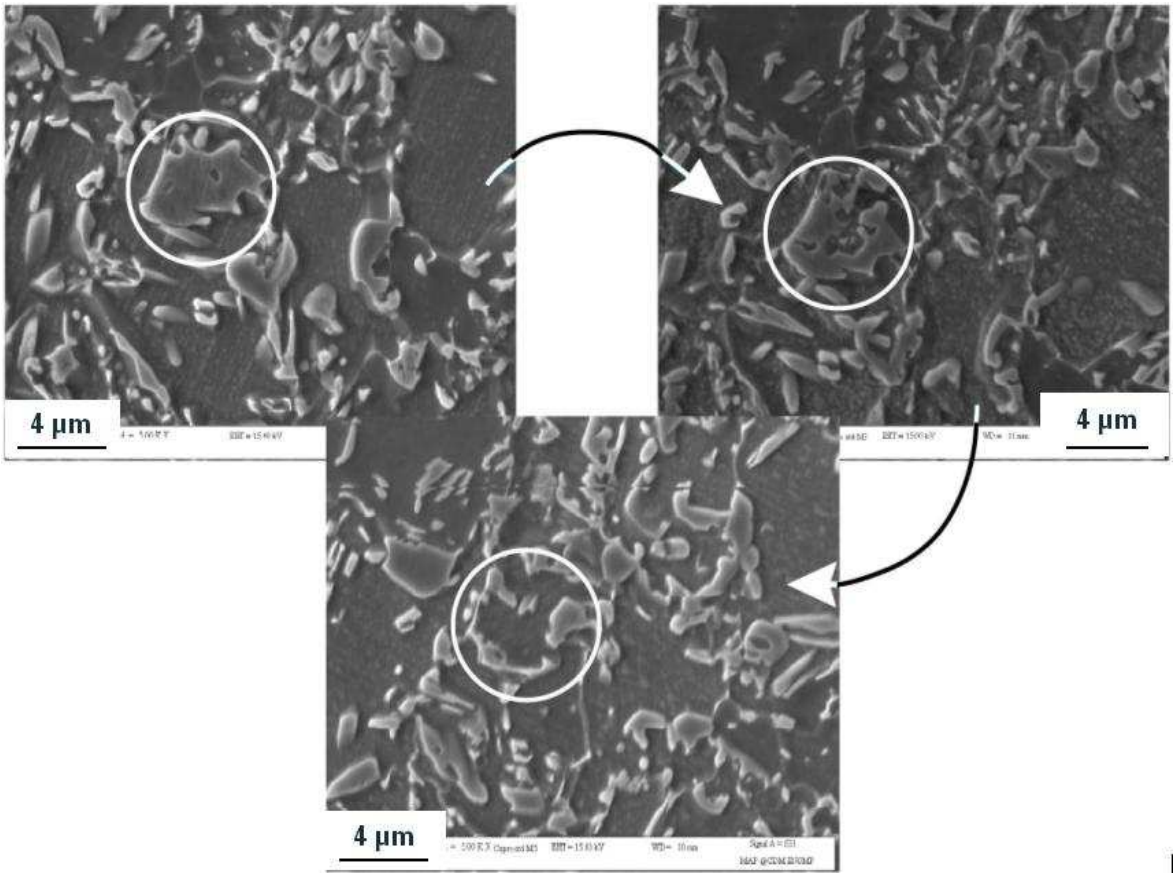


FIG. 56 – Photos prises au MEB afin de regarder l'évolution de la forme d'un même grain d'austénite résiduelle à travers plusieurs coupes successives sur des plans parallels. La microstructure de cette phase est très complexe et semble percolée entre les grains de ferrite de la matrice

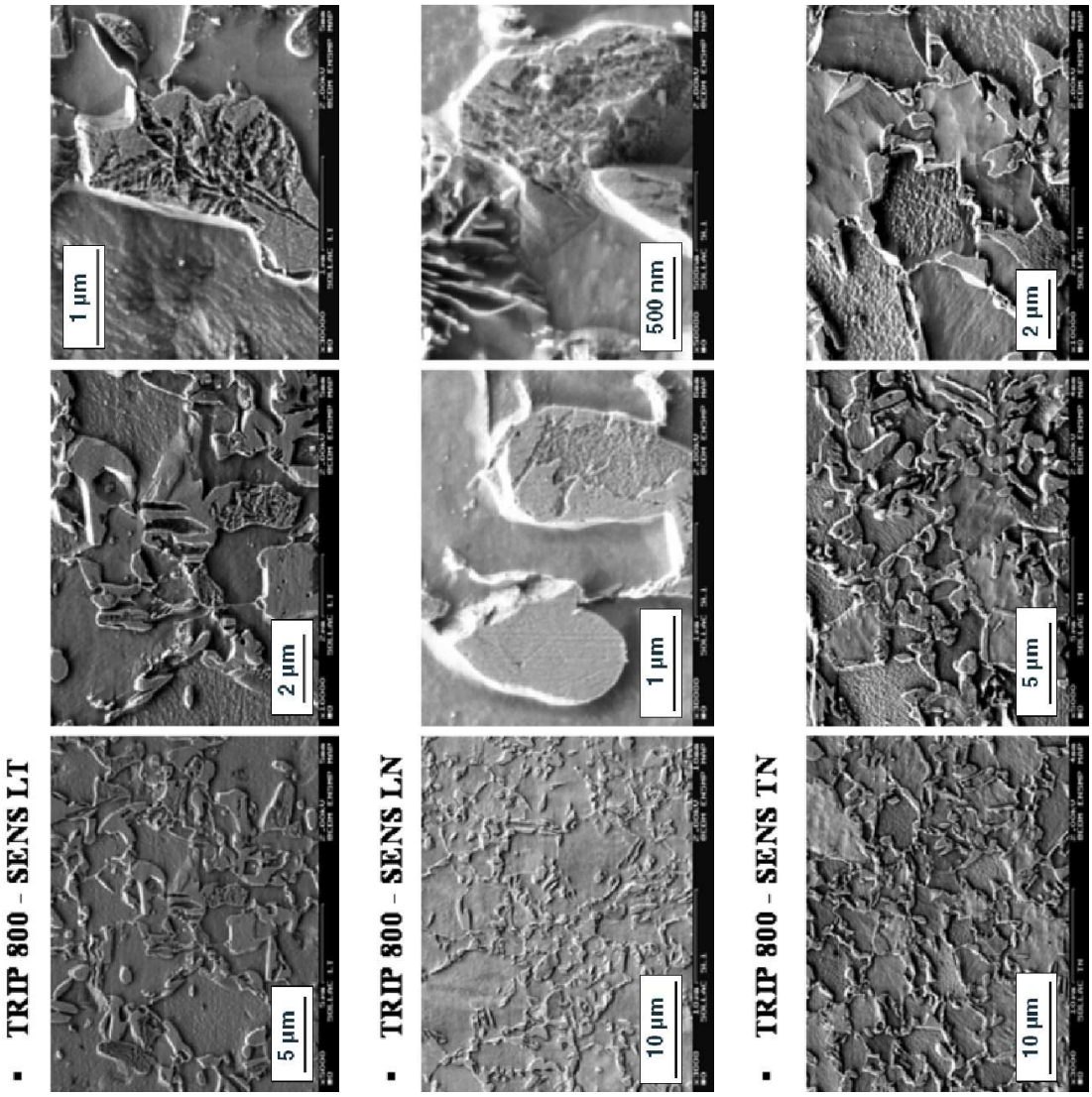


FIG. 57 – Images MEB de l'acier TRIP (nuance 1217) suivant les plans LT, LN et TN de la tôle

1.2.3 – Teneur initiale en austénite résiduelle

Une analyse par diffraction des rayons X a été réalisée[31] sur un échantillon de tôle non-déformée, à trois profondeurs différentes dans le plan de la tôle. Les raies utilisées pour doser la ferrite sont les (200) et (211), tandis que pour le dosage de l'austénite les raies (200) et (220) ont été utilisées. Les résultats sont présentés dans le tableau 6.

Profondeur (μm)	14	165	900
Austénite résiduelle (%)	14	13.7	13

TAB. 6 – Teneur initiale en austénite résiduelle de l'acier TRIP 800, mesures par diffraction des rayons X

La teneur moyenne en austénite résiduelle à l'état initial, calculée par diffraction des rayons X est donc de 13.5 %. Cette valeur est confirmée par une autre méthode de dosage de l'austénite résiduelle[32] qui elle, donne 13.6 % d'austénite résiduelle à l'état initial. Lors de cette analyse, nous avons aussi mesuré le paramètre de maille de l'austénite résiduelle en utilisant la raie (220) : a_{γ_r}=0.3612 nm.

Plusieurs auteurs proposent des expressions reliant le paramètre de maille de l'austénite a_{γ_r} (nm) aux teneurs en éléments d'alliage (comme le carbone, le manganèse, l'aluminium ou le chrome) et à la température absolue T pour les alliages Fe-C :

$$a_\gamma = [0.36308+7.5\cdot10^{-4}\cdot C(\%wt)]\cdot[1+(24.9-0.6\cdot C(\%wt))\cdot10^{-6}\cdot(T-1000)]|_{(T>773)} \quad [\text{OBT+93}]$$

$$a_\gamma = 0.35895+9.5\cdot10^{-5}\cdot Mn(\%wt)+5.6\cdot10^{-4}\cdot Al(\%wt)+0.0033\cdot C(\%wt)|_{(T<773)} \quad [\text{OBT+93}]$$

$$a_\gamma = 0.3553+9.5\cdot10^{-5}\cdot Mn(\%wt)+5.6\cdot10^{-4}\cdot Al(\%wt)+6\cdot10^{-5}\cdot Cr(\%wt)+4.74\cdot10^{-4}\cdot C(\%wt) \quad [\text{LBDM90}]$$

$$a_\gamma = 0.3555+4.4\cdot10^{-3}\cdot C(\%wt)|_{(T=293)} \quad [\text{Rob53}]$$

$$a_\gamma = 0.3573+0.0033\cdot C(\%wt) \quad [\text{RSZ69}]$$

C'est cette dernière loi qui est la plus adaptée aux aciers TRIP et, elle est utilisée par la plupart des auteurs dans la littérature. Le pourcentage de carbone dans l'austénite résiduelle calculé à partir de cette loi vaut 1.18 %.

1.3 – Eléments d'addition. Ségrégation

Les analyses chimiques par spectrométrie en sélection de longueur d'onde des rayons X (microsonde de Castaing) permettent, entre autres, d'obtenir une image de la distribution des principaux éléments d'addition dans la tôle et d'identifier une possible ségrégation de ces éléments après le laminage ou après un traitement thermique.

Dans le cas de l'acier TRIP 800, la figure 58 montre les cartographies obtenues pour le manganèse et le silicium. Le manganèse, élément gamma-gène, est concentré principalement dans les zones austénitiques, alors que le silicium, élément alpha-gène, est concentré dans les zones ferritiques.

Ce type d'analyse permet également de déterminer quantitativement le pourcentage massique des principaux éléments d'addition[33] et son évolution sur une distance prédéfinie, permettant de mettre en évidence une éventuelle ségrégation de ces éléments. Pour le manganèse, sa teneur dans l'acier vaut 1.5 (%wt), et 1.6 (%wt) pour le silicium, respectivement. Ces valeurs sont très proches de celles mesurées par analyse chimique globale.

[31] il s'agit d'une analyse en longueur d'onde avec une anticathode en chrome
[32] cette méthode de mesure est détaillée dans le chapitre III de la thèse
[33] du fait de la contamination, la teneur en carbone ne peut être mesurée que de façon qualitative

La figure 58-(d) montre qu'il n'y a pas d'évolution de la teneur en Mn ou en Si de l'acier sur une distance de 400 μm. Il n'y a pas de macroségrégation de ces éléments dans la microstructure de l'acier.

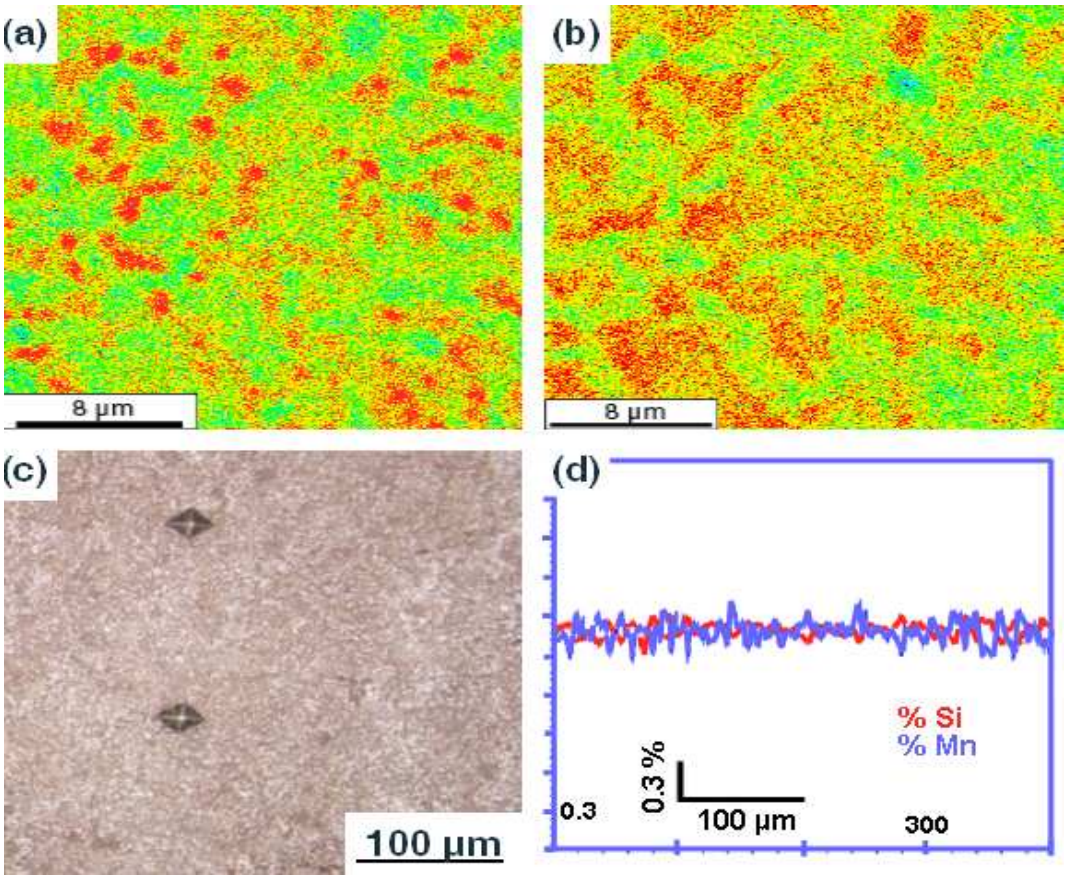


FIG. 58 – Distribution (a) du Mn et (b) du Si dans le plan LT de la tôle, microsonde de Castaing ; (c) Repérage (dans le plan LT) de la zone analysée avec des marques de dureté ; (d) Évolution des teneurs en Mn et en Si sur 400 μm correspondant à la distance entre les deux marques de dureté

1.4 – Nanodureté des phases

À l'heure actuelle, la seule technique permettant de caractériser la microstructure et, en particulier, les phases des aciers TRIP par des mesures in-situ de dureté à une échelle nanométrique est la nanoindentation couplée à la microscopie à force atomique (AFM).

Des images de la microstructure peuvent être obtenues par AFM. L'intérêt d'utiliser cette technique serait d'observer la structure de la martensite. Couplée à des essais de nanoindentation, l'AFM permettrait également de mesurer la nanodureté des phases (i.e. de l'austénite résiduelle, de la ferrite, de la martensite) et éventuellement, l'évolution de cette nanodureté avec la déformation plastique de l'acier. Aussi, des auteurs [GS99, DCvV+01] ont tenté d'établir des modèles permettant d'obtenir les propriétés d'écoulement des phases à partir de l'interprétation des résultats issus des essais de nanoindentation.

Le principe de fonctionnement de l'AFM est le suivant, figure 59 : l'appareil possède une pointe nanométrique qui se déplace suivant la normale à la surface analysée. Le contact entre la pointe et la surface est assuré par les forces d'attraction électrostatiques au niveau atomique. Lors du balayage de la surface de l'échantillon[34], un dispositif enregistre la différence de profondeur (due à l'attaque chimique) entre les phases. L'image du relief de la surface est ainsi obtenue. Un logiciel de traitement d'images relie le déplacement vertical de la pointe à l'intensité d'une couleur, ce qui permet d'obtenir une cartographie 2D de la surface balayée.

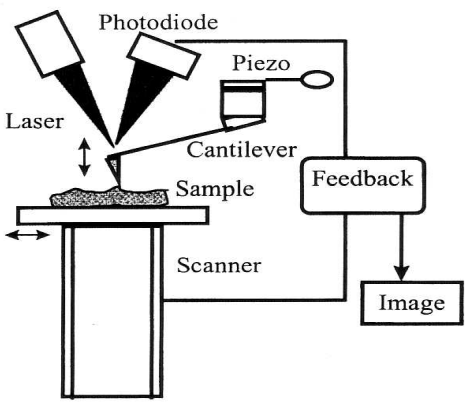


FIG. 59 – Illustration schématique du moyen expérimental de mesure de la nanodureté des phases : nanoindentation couplée à l'AFM [RYHM01]

Les résultats des mesures de dureté des phases sont très sensibles à l'état de la surface lors de l'indentation [FKJ+02]. Afin d'éviter tout écrouissage résiduel de la surface, après le polissage mécanique, un polissage électrolytique (annexe A2) est appliqué à l'échantillon analysé. Cette méthode de préparation permet d'identifier sans ambiguïté la phase indentée lors des mesures de nanodureté et lors des analyses par AFM. La figure 60 montre des images de la microstructure de l'acier obtenues par cette méthode, images très semblables à celles obtenues lors des analyses au MEB.

Un montage spécialement conçu pour s'adapter à un AFM classique [BKBW96] permet de contrôler le déplacement en z[35] et la force appliquée par la pointe durant l'indentation. Les capteurs piézoélectriques de l'AFM contrôlent le balayage de la surface en x et y. Typiquement, quelques cycles de chargement à F_{max} et déchargement sont appliqués, avec un certain temps de maintien de la charge lors du dernier cycle afin de permettre la relaxation de la surface.

[34] la taille des échantillons est de l'ordre de 0.5 cm^2

[35] z représente la normale à la surface indentée

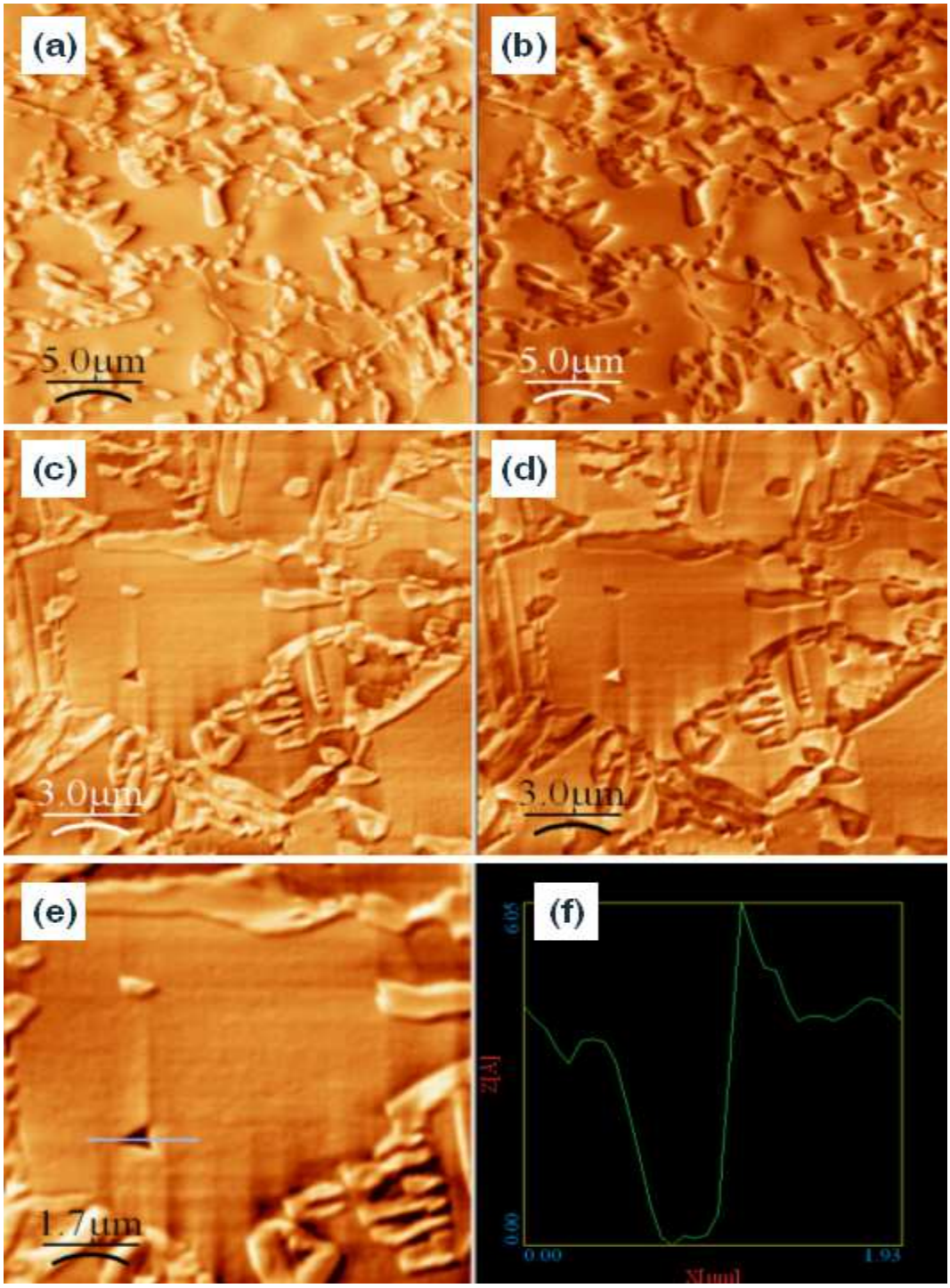


FIG. 60 – Micrographies de la microstructure du TRIP 800 obtenues par AFM (Université Catholique de Louvain, Belgique) : (a)-(b) vues globales ; (c)-(d) visualisation des empreintes laissées par l'indenteur Berkovitch dans la ferrite ; (e)-(f) la profondeur d'indentation de la ferrite est de l'ordre de 5-6 Å pour une charge appliquée de 1000 μN

L'enregistrement des courbes charge-déplacement est dépouillé suivant une méthode [POB92, OP92] qui tient compte du recouvrement élastique de la surface pendant l'indentation pour aboutir au calcul de la dureté de la phase indentée :

- ⋆ h_c est la profondeur d'indentation, exprimée comme la différence entre la profondeur au maximum d'indentation h_{max} et le déplacement élastique de la surface au périmètre de contact $h_c = h_{max} - \varepsilon \cdot \frac{F_{max}}{S}$, avec ε un paramètre lié à la géométrie de l'indenteur utilisé[36] ;
- ⋆ le coefficient de frottement S lors du contact $S = \frac{\partial F}{\partial h}|_{F_{max}}$ est calculé en utilisant la première partie de la courbe de déchargement approchée par une loi puissance $F = \alpha \cdot h_c^m$;
- ⋆ la surface de contact A_c est déterminée à partir de h_c en utilisant une fonction dépendant de la forme géométrique de la pointe[37] qui a été calibrée à l'aide d'un étalon en silicium ;
- ⋆ la dureté est déduite de la relation $H = \frac{F_{max}}{A_c}$.

La figure 61-(a) montre le cycle d'indentation appliqué lors de nos essais. La charge maximale[38] est de 1000 μN et le temps de maintien lors du dernier cycle vaut 10 s. Sur la figure 60-(c) on distingue l'empreinte laissée dans la ferrite par l'indenteur.

Chaque phase est caractérisée par une courbe de chargement-déchargement spécifique, figure 61-(b). Plus une phase est dure et plus la pénétration dans cette phase diminue. Ainsi, la phase la plus molle est la ferrite suivie par l'austénite résiduelle et la martensite. Le tableau 7 donne les valeurs de dureté obtenues pour les différentes phases[39].

Phase	α	γ_r	α'
Dureté (GPa)	4.1	8.3	12.5

TAB. 7 – Dureté des différentes phases de la microstructure TRIP mesurée lors des essais de nanoindentation

Les valeurs données ci-dessus se rangent dans un bon ordre de classement pour un acier TRIP. En effet, il est bien connu que la martensite possède une dureté très supérieure par rapport aux autres phases [Hon81] : sa structure tétragonale, sa sursaturation en carbone interstitiel et l'importante densité des dislocations créée par la transformation displacive $\gamma \rightarrow \alpha'$ lui confèrent cette grande dureté.

La valeur de la dureté de l'austénite résiduelle pourrait paraître surprenante pour une structure CFC. Par exemple, dans les aciers inoxydables ferrito-austénitiques (duplex stainless steels) la limite d'élasticité de l'austénite est de l'ordre de 100 MPa [Wen90]. D'un autre côté, Irvine et coll. [ILP69] ont montré que le carbone a un effet important sur la limite d'élasticité de l'austénite. Dans le cas des aciers hautement alliés cette augmentation est d'environ 300-400 MPa / 1 %wt de carbone. Ces résultats sont contraires à ceux obtenus par Winchell et coll. [WC98] qui rapportent un effet du carbone inférieur à ces valeurs. Un autre aspect doit être souligné : même si la limite d'élasticité de l'austénite est généralement basse, son coefficient d'écrouissage est important. Lors de l'indentation, cet écrouissage influence l'allure de la courbe charge-déplacement, conférant à l'austénite une grande dureté apparente.

Nous savons également que le silicium en solution solide durcit la ferrite [Bha92]. D'après Leslie [Les72], la limite d'élasticité de la ferrite augmente de 100 MPa pour une augmentation de 1 wt% de sa teneur en silicium.

Il peut arriver que la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ soit déclenchée par l'enfoncement de la pointe de l'indenteur. Des courbes charge-déplacement spécifiques sont alors obtenues, comme, par exemple, celle de la figure 62. La pente de la courbe d'indentation correspondant à l'austénite résiduelle est modifiée après la transformation, et elle correspond au module de dureté de la martensite.

[36] $\varepsilon = 0.72$ pour les indenteurs coniques

[37] la pointe est une pyramide en diamant à trois facettes à angle droit

[38] la valeur mesurée de la nanodureté augmente avec la diminution de la profondeur d'indentation [Fur03], i.e. avec la diminution de la charge appliquée. Il existe donc un effet de taille d'indentation sur les mesures, effet qui peut être expliqué par la théorie du gradient en plasticité [Beg98]. Lors de nos essais, la charge choisie est assez grande pour diminuer l'impact de cet effet sur les mesures

[39] par rapport à d'autres résultats de la littérature [Fur03], ces valeurs sont plus faibles. Cela pourrait s'expliquer par le fait que la charge lors de nos essais de nanoindentation était 5 fois supérieure à celle utilisée par Furnémont lors de ses travaux

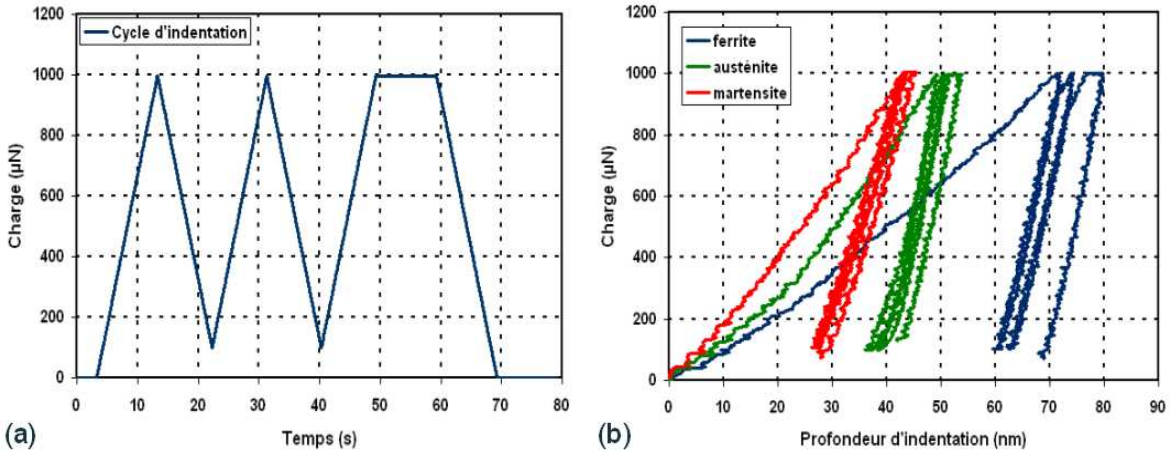


FIG. 61 – (a) Cycle de nanoindentation appliqué ; (b) Courbes charge-déplacement correspondantes pour les différentes phases de l'acier

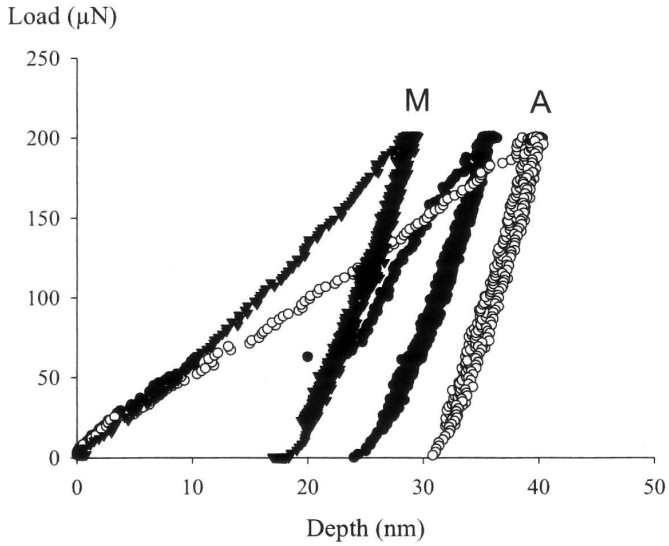


FIG. 62 – Courbes charge-déplacement de la martensite et de l'austénite résiduelle comparées à la courbe présentant la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ lors de l'indentation [Fur03]

1.5 – Faciès de rupture

L'analyse des photos des faciès de rupture et des images prises au voisinage de la zone de rupture indiquent que :

- ⋆ la rupture est de type ductile. On peut constater la présence des cupules sur la figure 63-(a) ;
- ⋆ près de la zone de rupture, les grains de la seconde phase, i.e. de l'austénite résiduelle, sont fortement allongés dans la direction de la sollicitation, figure 63-(b). Ce phénomène est accentué par les fortes vitesses de sollicitation, figures 64-(a) et 64-(b) ;
- ⋆ dans cette même zone, là où la déformation s'est localisée, des micro-cavités se sont formées, figures 63-(b), 64-(a) et 64-(b). Comme nous allons le voir, c'est la croissance et la coalescence de ces micro-cavités qui provoquent la rupture du matériau.

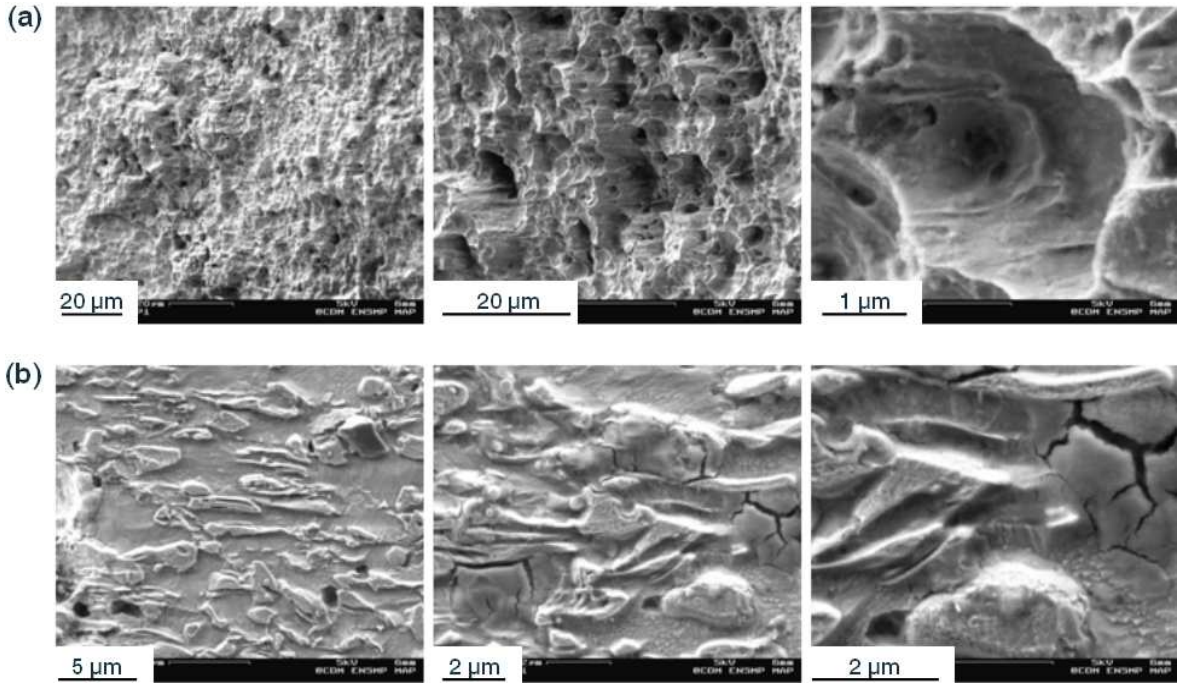


FIG. 63 – (a) Faciès de rupture. La présence des cupules indique que la rupture est ductile ; (b) Mise en évidence des micro-cavités près de la zone de rupture de l'éprouvette. Les grains d'austénite résiduelle sont fortement allongés dans la direction de la sollicitation

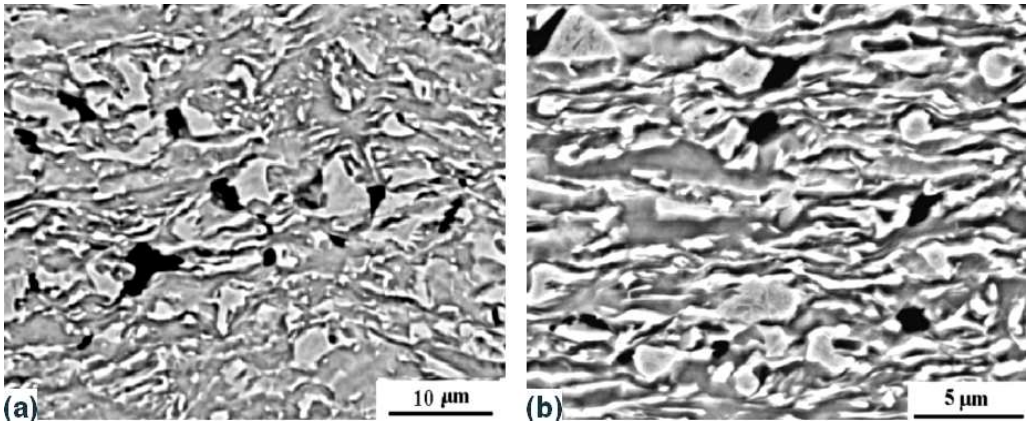


FIG. 64 – Micro-cavités formées lors des sollicitations (a) statiques et (b) dynamiques de l'acier TRIP

2 – Caractérisation du comportement mécanique

2.1 – Influence du trajet de chargement

Les modèles implémentés dans les codes de calcul sont des modèles tridimensionnels permettant de traiter des problèmes complexes comme la mise en forme ou le crash. Ces modèles font intervenir des coefficients, ayant plus ou moins de justification physique, coefficients déterminés par identification avec des essais rhéologiques.

Au niveau de la modélisation du comportement mécanique, plus un modèle est évolué, plus il requiert un nombre important de paramètres à déterminer et, par conséquent, d'essais mécaniques adaptés. Classiquement, on utilise des essais monotones permettant d'obtenir les caractéristiques mécaniques de base d'un matériau, tels que la traction uniaxiale (0°, 45°, 90° par rapport au sens de laminage), la traction plane (0°, 90°), l'expansion équibiaxiale et des essais cycliques donnant des informations sur l'écrouissage cinématique, tels que la flexion alternée ou le cisaillement cyclique (0°, 45°). En résumé, pour déterminer un modèle de comportement mécanique, il est nécessaire de connaître le domaine d'élasticité initial et d'identifier l'écrouissage du matériau à l'aide des essais monotones et/ou cycliques.

D'un autre côté, la transformation de l'austénite résiduelle en martensite a lieu, si un niveau de contrainte correspondant à la différence des énergies libres $\Delta G_{M_s}^{\gamma_r \to \alpha'} - \Delta G_T^{\gamma_r \to \alpha'}$ est atteint lors de la défomation élastique[40] ou plastique de l'acier. Pour des températures supérieures à M_s^σ, cet écart d'énergies libres correspond au travail de déformation plastique $W_p = \int \sigma_{ij} \cdot \varepsilon_{ij}$ qui dépend de la forme du tenseur des contraintes/déformations. Par conséquent, le trajet de déformation pourrait avoir une influence sur la transformation de l'austénite résiduelle en martensite et, implicitement, sur le comportement de l'acier. Afin d'éclaircir cet aspect, nous avons entrepris une batterie de tests, tous à la température ambiante, lors desquels la réponse du matériau est étudiée en fonction du trajet de chargement imposé.

2.1.1 – Traction simple

Les essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur une machine servohydraulique Instron de traction-compression (250 kN), équipée d'un extensomètre [41] et d'un four permettant de faire des essais en température. La vitesse imposée au vérin est constante au cours de l'essai[42] et correspond à une vitesse de déformation initiale de 10^{-3} s^{-1}, calculée en considérant la longueur de la partie utile de l'éprouvette. Le schéma de prélèvement, ainsi que le plan des éprouvettes de traction sont donnés en annexe B.1.

L'acier TRIP 800 possède des hautes propriétés mécaniques (ε_h~24 %, σ_y~450 MPa, Rm~820 MPa), une grande capacité d'écrouissage (voir la figure 65). Son comportement en traction simple est parfaitement reproductible (voir annexe B.1).

Des essais de traction simple ont été réalisés sur la nuance 1217 de l'acier, les éprouvettes étant prélevées suivant trois directions (0°, 45°, 90°) par rapport au sens de laminage. Le comportement de l'acier en traction uniaxiale est isotrope dans le plan de la tôle, comme on peut le constater sur la figure 66. Une analyse sur figures des pôles [Str00] a montré que le matériau n'est pas texturé, confirmant ainsi nos résultats.

[40] à basse température, un mécanisme de transformation induit par la contrainte appliquée est actif (S.A.M.). Des niveaux de contrainte relativement faibles sont alors suffisants pour déclencher la transformation $\gamma_r \to \alpha'$

[41] $l_0 = 22$ mm

[42] $v = 0.5 * 10^{-4}$ m/s

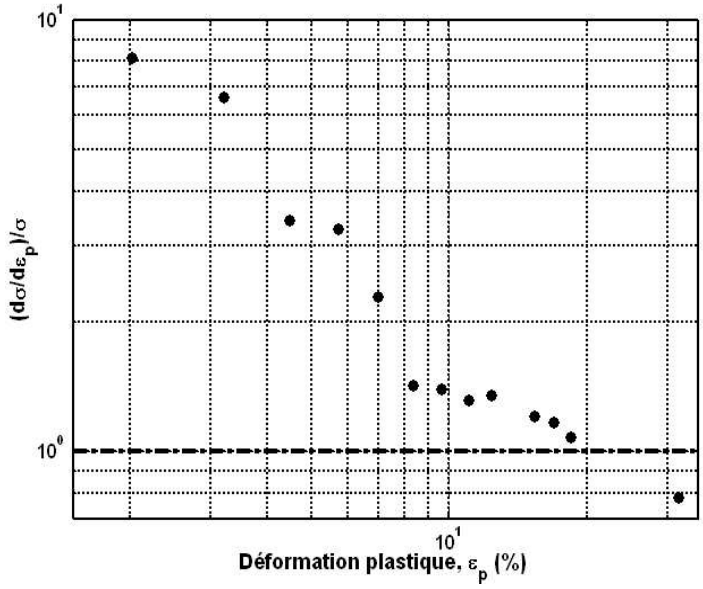


FIG. 65 – Évolution de l'écrouissage de l'acier lors de sa déformation plastique en traction simple

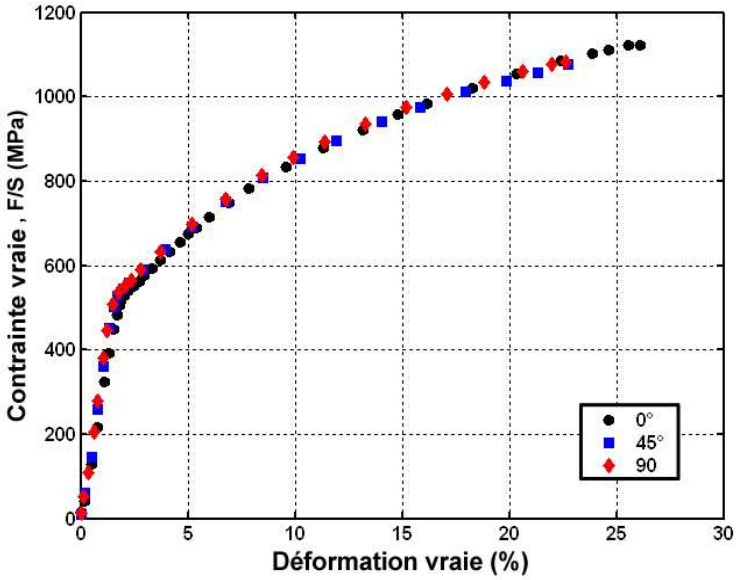


FIG. 66 – Traction simple suivant trois directions par rapport au sens de laminage (essais sans extensomètre)

Coefficient d'anisotropie

La limite d'élasticité et la résistance mécanique ne sont pas primordiales pour l'emboutissage, car elles s'appliquent également sur les efforts moteurs et résistants. Si elles sont basses, par exemple, l'effort de rétreint est plus faible, mais également la capacité de la jupe de l'embouti à tirer le métal sous serre flan. Le même raisonnement peut être fait au sujet de la capacité d'écrouissage du matériau. L'allongement à la rupture mesuré par l'essai de traction ne joue, quant à lui, aucun rôle.

Il est bien connu que le paramètre important pour les aciers est le coefficient d'anisotropie normale ou coefficient de Lankford, $r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3}$, mesuré au cours d'un essai de traction simple et qui représente le rapport de la diminution de largeur à la diminution d'épaisseur lorsque le métal s'allonge. Quand la déformation a lieu majoritairement en largeur, r est élevé ($2<r<3$). À l'inverse, r faible ($0{,}5<r<1{,}5$) correspond à un métal se déformant plutôt dans l'épaisseur (amincissement ou épaississement). Par exemple, un acier dont la tendance naturelle sous traction est de diminuer de largeur se comporte bien au rétreint.

Nous avons mesuré l'évolution du coefficient de Lankford avec l'allongement plastique[43]. Globalement, r est inférieur à 1 ($\sim$0.7) : le matériau aura tendance à se déformer légèrement plus en épaisseur qu'en largeur et lors de la mise en forme par emboutissage, il faudra appliquer un effort serre-flan plus important pour éviter la formation des plis (sollicitation en rétreint sous le serre-flan).

2.1.2 – Traction plane

Quand on considère la mise en forme des tôles métalliques, il faut tenir compte du fait qu'elles réagissent de façon très différente selon le mode d'application des contraintes ou des déformations. Les données issues de l'essai de traction ne peuvent pas être considérées comme des caractéristiques intrinsèques du matériau. Elles ne représentent son comportement, et encore de façon imparfaite, que dans un seul cas simple de sollicitation. Il existe donc deux types de représentation de ces variations de caractéristiques :

- ⋆ **dans le repère des contraintes** : ce sont les critères de plasticité de Tresca, de Von Mises, de Hill, etc. qui permettent de calculer les lois de comportement du métal dans tous les modes de déformation, à partir de celle de traction pure ;
- ⋆ **dans celui des déformations** : l'outil indispensable à toute étude de la formabilité est la Courbe Limite de Formage (CLF), figure 67-(a). Elle est déterminée pour chaque nuance spécifique d'acier pour définir la capacité de déformation du matériau selon les différents modes de sollicitation. Cette amplitude est limitée pour chaque mode de déformation par l'apparition d'un amincissement localisé ou d'une rupture. La connaissance des limites de formabilité décrites par la CLF est donc importante pour utiliser, lors de la conception de pièces, le matériau au mieux de ses limites sans jamais les dépasser.

À partir de la loi de conservation du volume dans le domaine plastique et en négligeant l'effet de la déformation élastique, $\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0$, la valeur ε_3 de la déformation dans l'épaisseur est calculée comme étant l'opposé de la somme des deux précédentes. Ainsi, tout état de déformation peut être représenté par un point dans un diagramme (ε_1, ε_2) et l'épaisseur en tout point peut être déduite de ce diagramme de formage, figure 67-(a). Selon la forme du tenseur des déformations, on parle alors de retreint, d'extension ou d'expansion, comme montré sur la figure 67-(b).

Lors de l'emboutissage, le trajet représenté par la traction plane correspond à ce qui se passe sur un embouti à la transition entre la déformation sur le nez du poinçon et celle dans la paroi verticale de la pièce. Ce trajet est critique, car c'est celui qui donne l'amplitude de déformation

[43] plusieurs chargements-déchargements successifs de traction simple ont été appliqués : l'épaisseur et la largeur de l'éprouvette étaient mesurées après chaque déchargement

la plus faible, comme le montre la figure 67. C'est ce type de sollicitation qui est à l'origine de la majorité des casses observées sur des emboutis industriels.

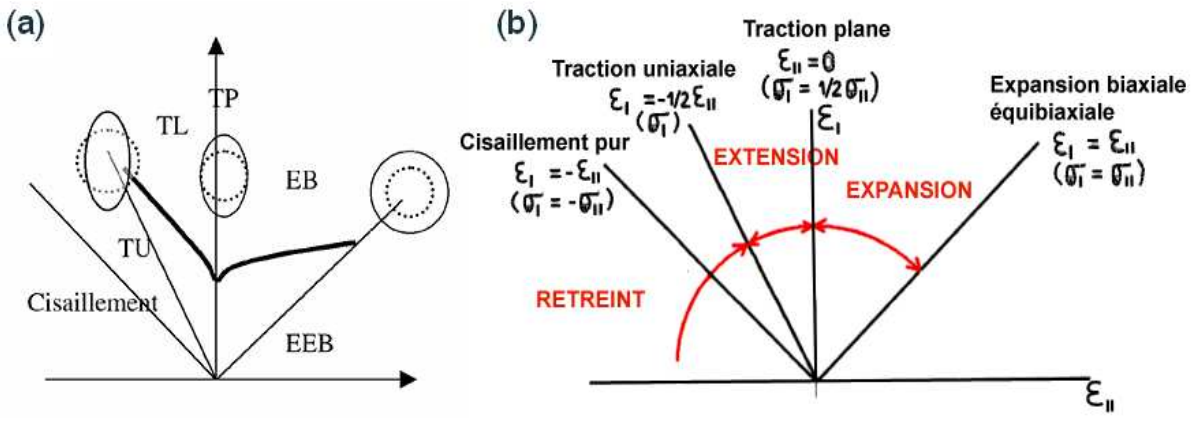


FIG. 67 – (a) Illustration schématique d'une courbe limite de formage (CLF) dans le repère des déformations principales. TU=traction uniaxiale, TL=traction large, TP=traction plane, EB=expansion biaxiale, EEB=expansion équibiaxiale ; (b) Les tenseurs des déformations correspondant aux différents types de trajets de chargement

Les essais de traction plane[44] ont été menés à la DIMAT Renault sur une machine de traction-compression Roell Korthauss, équipée de mors hydrauliques spécialement conçus pour ce type d'essai. Un schéma de l'outillage de traction plane est montré sur la figure 68. La vitesse de déplacement du vérin est calculée de façon à appliquer à la partie utile de l'éprouvette une vitesse de déformation initiale de 10^{-2} s^{-1}, comparable à celle des essais de traction simple (10^{-3} s^{-1}).

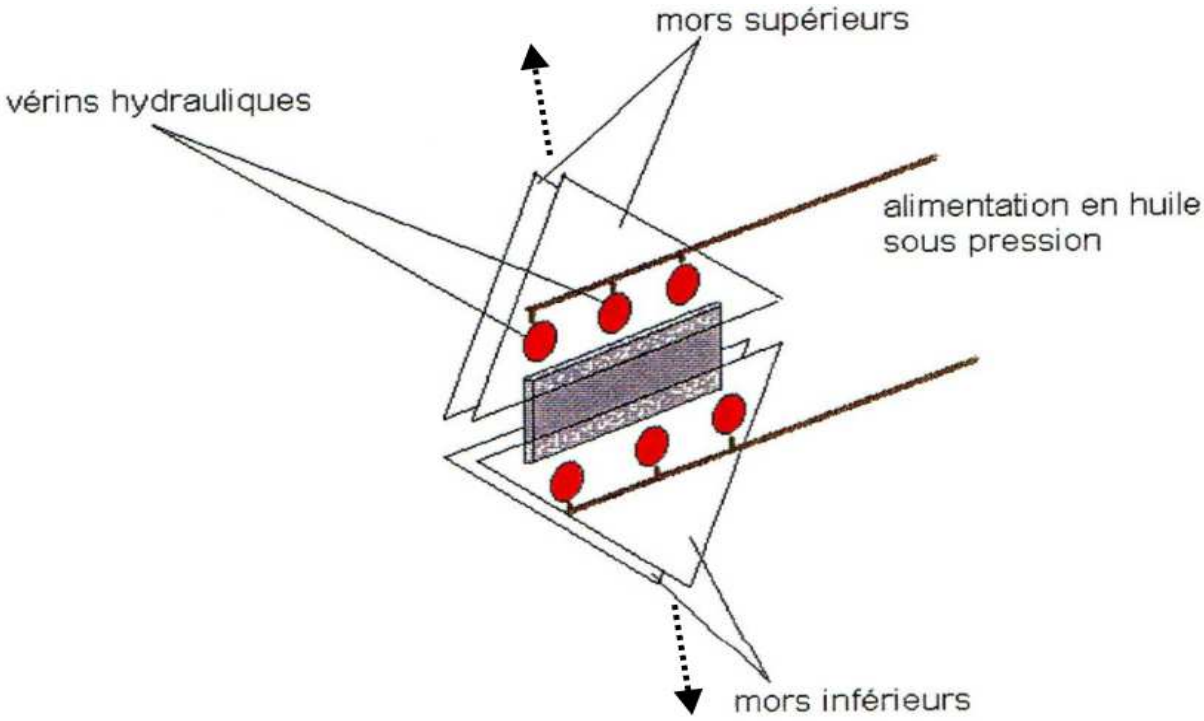


FIG. 68 – Illustration du principe de montage de l'éprouvette de traction plane

[44]la mesure de la largeur des éprouvettes testées confirme l'hypothèse de traction plane, $\varepsilon_T = 0$

La faible longueur utile de l'éprouvette ne permettait pas l'utilisation d'un extensomètre. Afin d'avoir une mesure fiable de l'allongement (plastique), des marques de repérage ont été faites sur les éprouvettes. Le recalage de cette mesure sur le déplacement du vérin permet de remonter aux courbes contrainte nominale axiale-allongement relatif. Au-delà de 10 % d'allongement plastique, le glissement dans les mors provoquait une fissure dans le congé de l'éprouvette entraînant une rupture prématurée en traction plane.

Les valeurs de σ_y (475 MPa) et de $Rp_{0.2}$ (530 MPa) ont été calculées à partir de la courbe d'acquisition donnant la contrainte nominale en fonction du temps. Comme la variation de l'allongement plastique au cours de l'essai est linéaire en première approximation, la courbe contrainte-allongement plastique a été obtenue par interpolation linéaire de la valeur initiale (0) et finale (mesurée sur l'éprouvette) de l'allongement plastique.

Les éprouvettes de forme utilisées lors de ces essais ont été prélevées dans le sens long[45], car le matériau n'est pas texturé. En conclusion, ces essais ont permis non seulement d'obtenir l'écrouissage du matériau pour un trajet de chargement en traction plane, mais aussi, d'avoir deux points supplémentaires du domaine d'élasticité initial du matériau, points correspondant à un état de déformation de traction plane suivant une direction qui forme avec la direction de laminage des angles de 0° et 90°.

2.1.3 – Cisaillement monotone

Le cisaillement est le trajet idéal de formage, car toute déformation en traction est compensée par une déformation en compression, sans que l'épaisseur de la tôle diminue ou augmente. Pour un acier TRIP, l'essai de cisaillement pourrait également être utile afin d'étudier la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ induite par la déformation plastique sous une pression hydrostatique nulle.

Cette campagne d'essais s'est déroulée à la DIMAT Renault sur une machine Roell Korthauss équipée d'un montage spécifique pour les essais de cisaillement. L'effort maximal de traction[46] admissible par le montage est de 30 kN. La vitesse de déformation initiale imposée est calculée de façon à correspondre à la vitesse de déformation initiale en traction simple, soit 10^{-3} s^{-1}.

Le dispositif expérimental est pourvu d'un montage permettant l'acquisition et le traitement des données. Ainsi, une caméra CCD permet d'obenir la pente moyenne de cisaillement lors de l'essai, γ_{mes} et la déformation de cisaillement est calculée avec la relation[47] $\varepsilon_{LT} = \gamma_{mes}/2$. La figure 69 illustre le principe de mesure.

Comme les autres essais, les essais de cisaillement simple sont parfaitement reproductibles (annexe B.3). Après leur dépouillement, on trouve que la limite d'élasticité vaut 250 MPa et que la limite d'élasticité conventionnelle à 0.2 % de déformation plastique vaut 275 MPa.

2.1.4 – Expansion équibiaxiale

Lors des sollicitations d'expansion biaxiale le champ des déformations est tel que ε_1 et $\varepsilon_2 > 0$, $\varepsilon_3 < 0$. Dans le cas de l'expansion équibiaxiale on a en plus $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$. Ce trajet de déformation correspond à ce qui se passe au nez du poinçon lors de l'emboutissage, l'expansion étant d'autant plus importante que le métal est bloqué sous le serre-flan.

Afin de procéder à des essais d'expansion équibiaxiale, un outillage spécifique, de type Marciniak [MK67], a été monté sur une presse d'emboutissage. Après avoir mis en place le flan et son contre-flan[48], dont les dimensions sont données en annexe B.4, l'effort serre-flan est

[45] la direction de traction coïncide avec le sens de laminage, cf. schéma des éprouvettes en annexe B.2

[46] les sollicitations appliquées correspondent au cisaillement simple. Un des bords de l'éprouvette (montrée en annexe B.3) est bloqué, alors que l'autre subit une translation imposée par le mord

[47] **L** correspond au sens long et **T** au sens travers

[48] l'utilisation du contre-flan permet d'assurer un champ des déformations homogène dans le fond plat de l'embouti, en évitant le frottement entre le flan et le poinçon à cet endroit

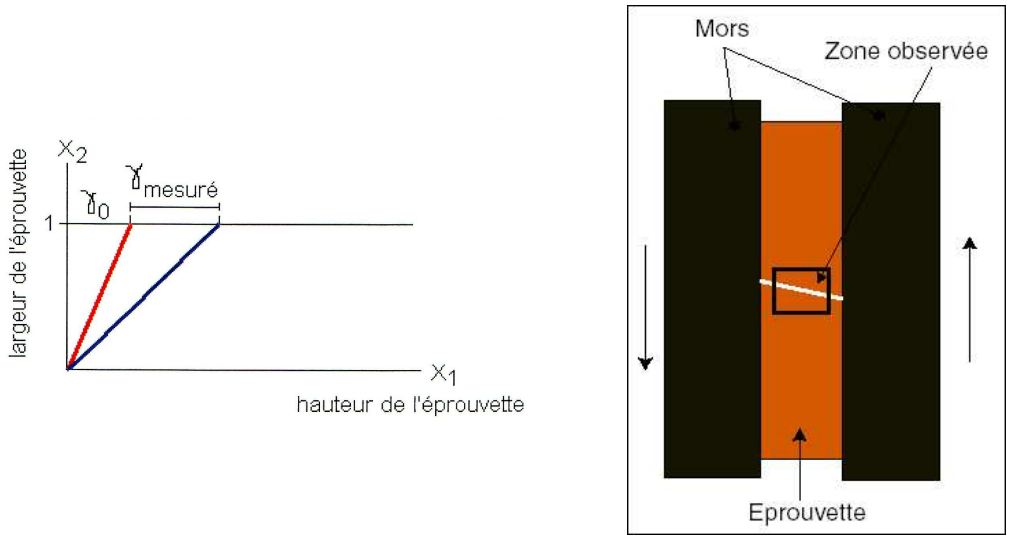


FIG. 69 – Acquisition de la pente de cisaillement pour la mesure de la déformation lors des essais de cisaillement simple

appliqué[49] : le flan est bloqué entre le serre-flan et la matrice, l'ensemble est ensuite descendu jusqu'à ce que la tôle vienne en contact avec le poinçon (fixe). L'effort d'emboutissage est appliqué et la tôle est emboutie d'une certaine profondeur[50] ajustable via les dimensions des cales fixées sous le serre-flan. La figure 70 montre un schéma de ce montage.

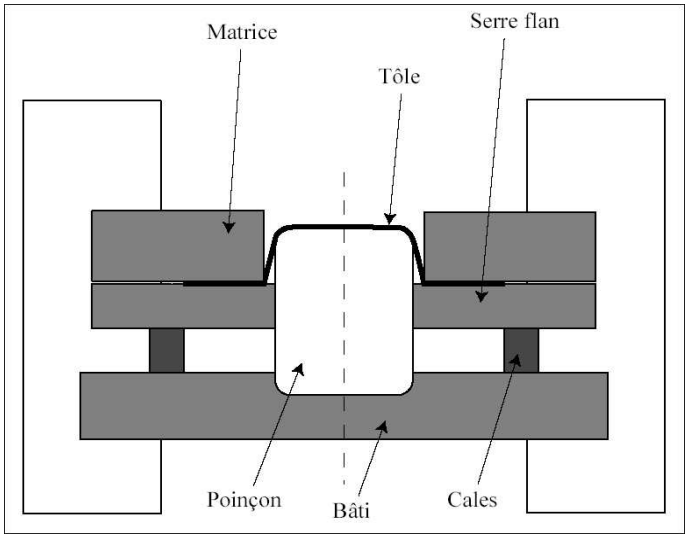


FIG. 70 – Schéma de la presse d'emboutissage, outil Marciniak

La vitesse relative de déplacement du poinçon est d'environ 20 mm/s, soit une vitesse de déformation en expansion équibiaxiale de l'ordre de 0.1 s^{-1}. Après l'essai, les déformations peuvent être visualisées en mesurant les modifications d'un réseau de cercles déposé sur le flan avant l'emboutissage de celui-ci. Plus précisément, avec un pied à coulisse on mesure les allongements plastiques ε_L et ε_T dans les deux directions principales de la tôle.

[49] un effort poinçon de 500 tonnes et un effort serre-flan de 300 tonnes ont été appliqués lors de ces essais
[50] la profondeur maximale d'emboutissage avec ce montage est de 146 mm

La rupture des flans ne s'est jamais produite dans le fond plat de l'embouti. À cause du faible rayon de courbure de la matrice, la rupture s'amorce dans le congé qui relie la collerette à la jupe de l'embouti. Ces essais ne pourront donc pas être utilisés pour déterminer des points de la courbe limite de formage (CLF) du matériau.

Des éprouvettes de traction simple ont été prélevées dans le centre du fond plat des emboutis. À cet endroit, le matériau est déformé en expansion équibiaxiale à différents niveaux de déformation plastique, suivant la profondeur d'emboutissage. À l'aide des essais de traction simple, nous avons ensuite déterminé la limite d'élasticité en traction de chaque éprouvette pré-écrouie en expansion équibiaxiale. Sous l'hypothèse que le domaine d'élasticité est isotrope dans le sens donné par le critère de Von Misès, la limite d'élasticité en traction simple est égale à la limite d'élasticité équivalente en expansion équibiaxiale. De cette façon, la courbe d'écrouissage correspondant à ce trajet de chargement peut être calculée. Les résultats sont montrés dans le paragraphe suivant. On suppose ici que le cycle déchargement-rechargement est élastique.

2.2 – Critère isotrope d'écoulement plastique

2.2.1 – Domaine initial d'élasticité

Le tableau 8 résume les résultats des campagnes d'essais menées sur l'acier TRIP 800.

	Traction simple	**Traction plane**	**Cisaillement**
σ_y (MPa)	450	475	250
$Rp_{0.2}$ (MPa)	485	530	275
Rm (MPa)	820	nm	nm
ε_h (%)	25	nm	nm
ε_r (%)	36	nm	nm

TAB. 8 – Caractéristiques mécaniques de l'acier suivant le mode de sollicitation (nm : non mesuré)

Les valeurs des limites d'élasticité à 0.2 % de déformation plastique ont été réportées dans un diagramme ayant pour abscisse la contrainte σ_L et en ordonnée la contrainte σ_T. Une ellipse peut être interpolée par ces points, figure 71. Elle correspond au critère isotrope de Von Misès et son intérieur décrit le domaine d'élasticité de l'acier dans un état non écroui.

Conclusion

Le domaine initial d'élasticité est isotrope[51]. Il peut être exprimé par une fonction de charge construite en utilisant une description isotrope de l'état des contraintes et des déformations, comme celle donnée par le critère de Von Misès ou de Hill 48[52].

2.2.2 – Analyse de l'écrouissage du matériau

Nous avons porté sur la figure 72 les valeurs équivalentes, dans le sens de Von Misès, des courbes contrainte-déformation plastique issues des essais mécaniques décrits dans les précédents paragraphes. Si le comportement en plasticité du matériau était isotrope, ces courbes devraient être confondues. Or, on remarque qu'il existe une différence entre le comportement en traction simple, en traction plane et en expansion équibiaxiale, d'une part, et celui en cisaillement monotone, d'autre part.

[51] ceci a été rigoureusement vérifié sur la nuance 1217 de l'acier TRIP

[52] ceci est valable pour des températures de sollicitation supérieures à M_s^σ, où le mécanisme S.I.M. gouverne la transformation de phase

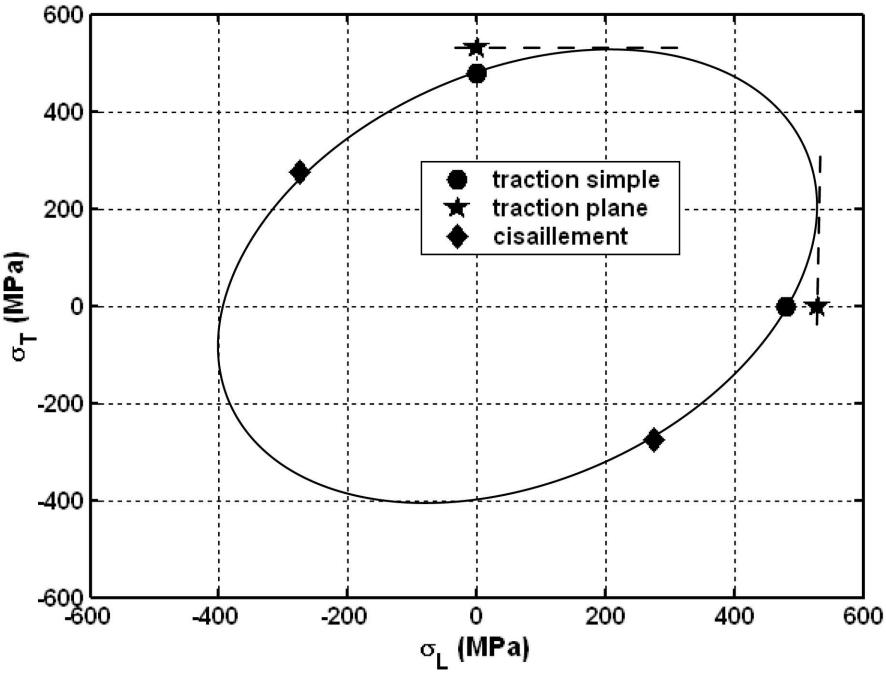


FIG. 71 – Domaine initial d'élasticité de l'acier (les points représentent les valeurs $Rp_{0.2}$ pour chaque mode de sollicitation). L'ellipse correspond au critère isotrope de Von Misès

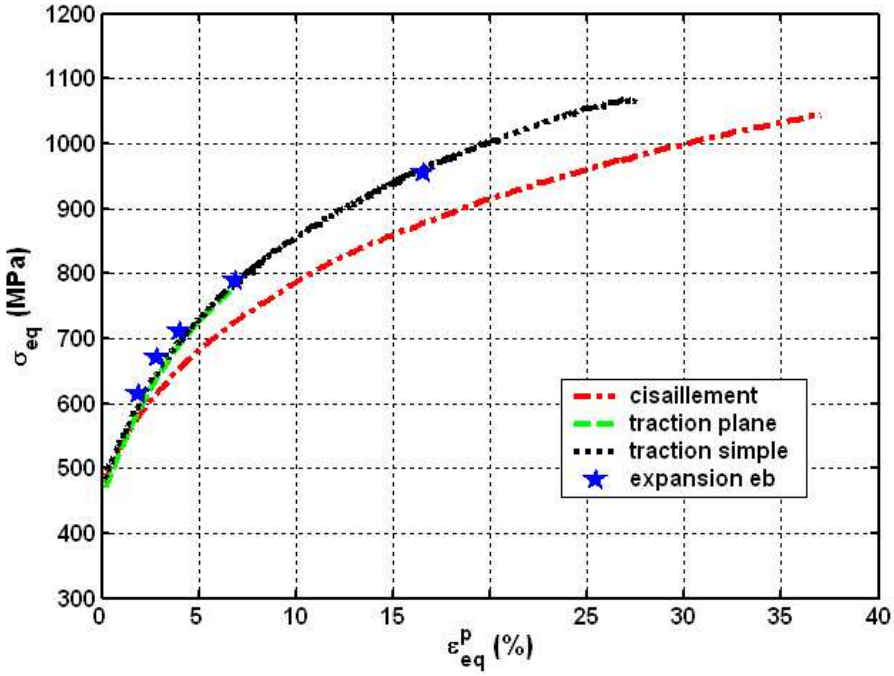


FIG. 72 – Illustration de l'influence du trajet de chargement sur la réponse mécanique de l'acier TRIP 800

À 5 % de déformation plastique, l'écart mesuré entre les valeurs des contraintes sur les courbes de traction simple et de cisaillement monotone est d'environ 7 %. Il augmente avec l'écrouissage du matériau pour atteindre 9 % à 10 % de déformation plastique.

Conclusion

Un critère isotrope indépendant de la pression hydrostatique, comme celui de Von Misès, ne décrit pas correctement l'état des contraintes lors de l'écrouissage du matériau. Or, le trajet de chargement, et donc la triaxialité des contraintes, ont une influence sur le comportement mécanique de l'acier TRIP. Par conséquent, toute tentative de modélisation de ce comportement mécanique devra tenir compte de l'effet du chargement induit par une pression hydrostatique non nulle lors de la déformation plastique du matériau.

2.3 – Influence de la température

Nous savons qu'un mécanisme de transformation assisté par la contrainte appliquée est prépondérant à basse température, alors que pour des températures supérieures à M_s^σ la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ est induite par la déformation plastique. Dans le cas d'un acier TRIP, Olson et Azrin [OC82a] ont montré que l'évolution de la limite d'élasticité avec la température de sollicitation résulte d'un compromis entre deux phénomènes de nature différente :

⋆ **effet thermique** : diminution de la limite d'élasticité pour des températures croissantes due à l'activation thermique de la déformation plastique ;

⋆ **effet TRIP** : pour des températures inférieures à M_s^σ, la transformation martensitique débute dans le domaine élastique, d'autant plus tôt que la température est faible. Les concentrations des contraintes engendrées par la transformation sont relaxées par déformation plastique sous forme de glissement ou de maclage. Dans cet intervalle de températures, la transformation martensitique s'accompagne d'une déformation plastique macroscopique et provoque une diminution de la limite d'élasticité du matériau. L'effet TRIP n'a pas d'influence sur la limite d'élasticité lorsque la température de sollicitation est supérieure à M_s^σ.

Ces propos sont illustrés sur la figure 73 [BFK+00]. La pente des courbes représentant le comportement d'un acier inoxydable en traction simple évolue avec la température de sollicitation. Plus cette température est basse et plus petite est la déformation nécessaire pour induire la transformation martensitique. Pour ce type d'acier, l'apparition de la martensite augmente la capacité d'écrouissage, mais aussi, retarde la localisation de la déformation.

Dans le cas des aciers TRIP micro-alliés, l'effet de la température sur les caractéristiques mécaniques peut être décrit comme suit :

bandes de Piobert-Lüders – Sakuma et Matlock [SMK92a] ont mis en évidence l'évolution d'un comportement en traction discontinu pour des températures proches de M_s^σ, dû à la formation des bandes de Piobert-Lüders, à un comportement continu pour des températures plus élevées ;

allongement réparti – son évolution est le résultat de deux facteurs :
- ⋆ une transformation martensitique plus efficace vers les basses températures, loin de M_d, retarde la localisation de la déformation (relâchement des contraintes locales) ;
- ⋆ l'augmentation de la température implique une augmentation de la ductilité du matériau (car augmentation de la ductilité des phases ferritiques) ;

résistance mécanique – l'évolution observée est l'augmentation de la charge à rupture pour des températures décroissantes [SMK92a]. Comme pour la limite d'élasticité, deux facteurs expliquent cette évolution :
- ⋆ effet de la température ;
- ⋆ effet de la transformation martensitique ;

coefficient d'écrouissage – dans les aciers TRIP, la transformation martensitique est identifiée par l'augmentation de la capacité d'écrouissage du matériau lors des sollicitations mécaniques [Jac98].

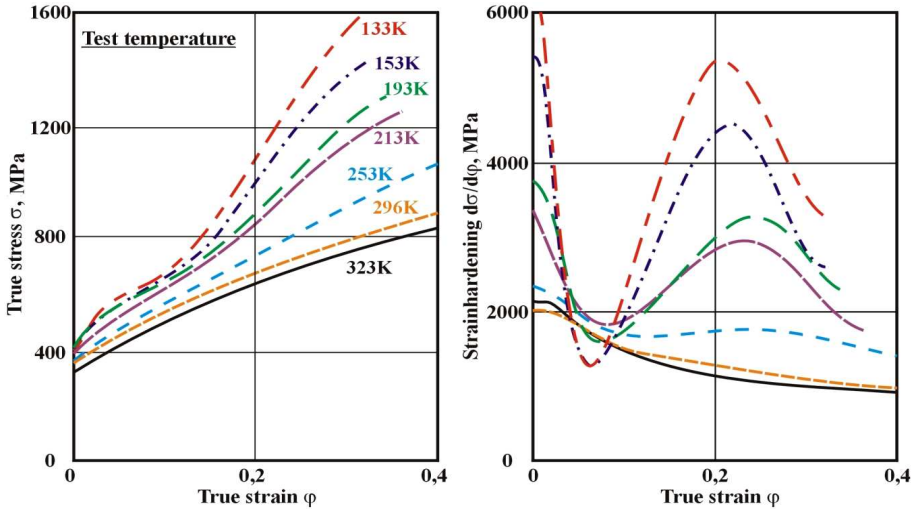


FIG. 73 – Effet de la température sur le comportement en traction simple d'un acier inoxydable contenant 11 wt% Ni et 17 wt% Cr [Ble02]

L'étude de la sensibilité du comportement de l'acier TRIP 800 à la température a été réalisée pour des sollicitations de traction simple à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1}. Comme pour les aciers inoxydables, la capacité d'écrouissage augmente fortement avec la diminution de la température, figure 74.

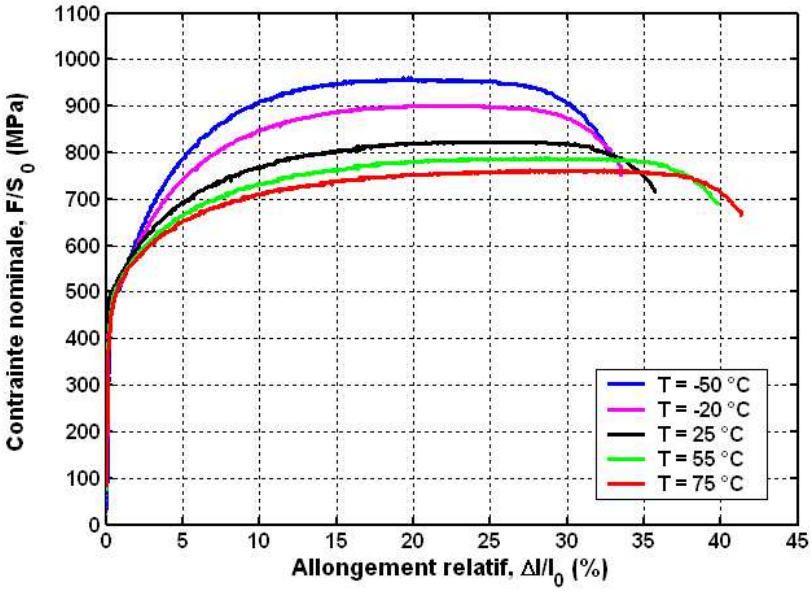


FIG. 74 – Courbes de traction simple du TRIP 800 à différentes températures. Les essais sont effectués avec un extensomètre, dans une enceinte climatique ($\Delta T = \pm 1$ °C, le gradient de température sur la partie utile de l'éprouvette est inférieur à 5 °C)

Le tableau 9 résume les résultats obtenus : pour des températures décroissantes, la limite d'élasticité et la résistance mécanique du matériau augmentent, alors que l'allongement homogène

et l'allongement à la rupture diminuent. La consolidation plus importante pour des températures d'essai inférieures à la température ambiante, due à la formation précoce de la martensite induite par la déformation plastique, explique l'augmentation de la résistance mécanique de l'acier ; nous allons voir plus loin (chapitre III) que la saturation précoce de la transformation martensitique lorsque la température diminue est responsable de la diminution de la ductilité du matériau.

T (°C)	σ_y (MPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	Rm (MPa)	ε_h (%)	ε_r (%)
-50	470	495	960	20	33
-20	460	490	900	22	34
25	450	485	820	25	36
55	435	473	790	29	40
75	425	460	765	32	42

TAB. 9 – Évolution des propriétés mécaniques de l'acier TRIP 800 avec la température de sollicitation

Pour des températures de déformation inférieures à M_s^σ la baisse de la limité d'élasticité est contrôlée par la transformation martensitique (mécanisme S.A.M.), alors qu'au dessus de cette température c'est à l'activation thermique du glissement que la diminution de la limite d'élasticité est due. À la température M_s^σ la limite d'élasticité du matériau passe par un maximum qui, dans le cas de l'acier TRIP 800, se situe en dessous de -20 °C.

2.4 – Effet de la vitesse de sollicitation

Il est bien connu que très souvent, le comportement mécanique des aciers dépend de la vitesse de sollicitation. Afin de satisfaire les exigences demandées par le cahier des charges pour les structures susceptibles d'être soumises à des chargements dynamiques (crash, impact ballistique, mise en forme à grande vitesse), les caractéristiques mécaniques dynamiques des matériaux qui composent ces structures doivent être identifiées complètement et, éventuellement, modélisées.

C'est dans cette optique que nous avons voulu caractériser le comportement dynamique, en traction simple, de l'acier TRIP 800. Le rôle de la vitesse de sollicitation sur le comportement mécanique a été souligné à travers des essais de traction à grande vitesse. Les résultats de ces essais seront utiles lors du dimensionnement en crash des diverses pièces réalisées en TRIP 800. Bien évidemment, avant l'étape de modélisation et de simulation numérique du comportement dynamique du matériau, des tests sur pièces réelles plus complexes (longeron, pied milieu) devraient compléter les essais de traction à grande vitesse (TGV), afin de mieux comprendre le comportement en crash de l'acier.

Habituellement, la caractérisation dynamique d'une tôle est effectuée dans la gamme des vitesses de déformation comprises entre 10^{-3} s^{-1} et 10^3 s^{-1}. Cependant, à cause des limites expérimentales rencontrées sur les machines hydrauliques que nous avons utilisées, dont la limite d'exploitation se situe approximativement à 400 s^{-1}, la caractérisation peut être complétée, pour les vitesses supérieures, par d'autres types d'essais, par exemple, sur des barres de Hopkinson.

Les essais de traction à grande vitesse ont été réalisés sur une machine hydraulique rapide INSTRON VHS80/20, le vérin pouvant atteindre une vitesse de 25 m/s. Durant la sollicitation de l'éprouvette, la vitesse de déplacement du vérin est constante. La mesure de la déformation de l'éprouvette utilise un capteur optique Zimmer[53] qui permet d'obtenir une mesure précise et sans contact de la déformation.

Des éprouvettes spécifiques pour les essais de traction à grande vitesse ont été usinées et instrumentées (plan dans l'annexe B.5). Pour que la description du comportement dynamique du

[53]la fréquence d'acquisition est F_{max} = 250 kHz. L'extensomètre mesure le déplacement relatif de deux cibles contrastées (noir/blanc) placées sur la partie utile de l'éprouvette. Les objectifs disponibles permettent d'obtenir une étendue de mesure de 20 mm

matériau soit correcte, il est nécessaire de réaliser des essais à plusieurs vitesses de déformation avec au moins trois essais par vitesse de sollicitation, afin de s'affranchir de la dispersion des mesures et de vérifier la reproductibilité des résultats.

Le tableau 10 est une synthèse des résultats d'essais de traction à grande vitesse. La limite d'élasticité et la résistance mécanique augmentent avec la vitesse de sollicitation, tandis que l'allongement homogène diminue quand la vitesse de sollicitation augmente.

vit. vérin (m/s)	vit. déf. (s^{-1})	σ_y (MPa)	Rm (MPa)
$0.5{\cdot}10^{-4}$	10^{-3}	450	820
0.1	5	540	900
1	50	605	965
5	250	760	1075

TAB. 10 – Influence de la vitesse de sollicitation sur les caractéristiques mécaniques à 20 °C

Comme on peut le constater sur la figure 75, le matériau présente une forte sensibilité à la vitesse de sollicitation. Les courbes correspondent à des vitesses du vérin allant de $0.5{\cdot}10^{-4}$ m/s (essai statique) à 5 m/s (simulation du crash). Globalement, le comportement dynamique du matériau est reproductible, voir l'annexe B.5.

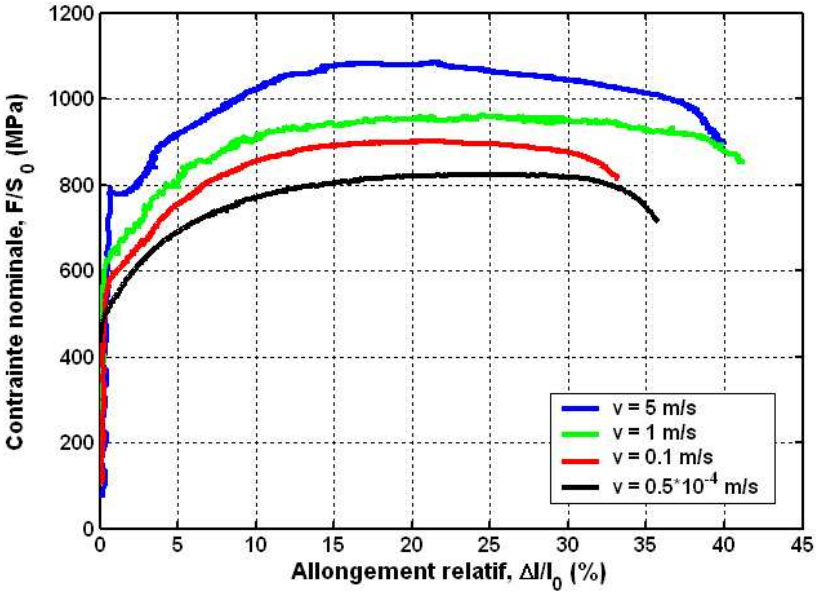


FIG. 75 – Courbes de traction à grande vitesse de l'acier TRIP 800

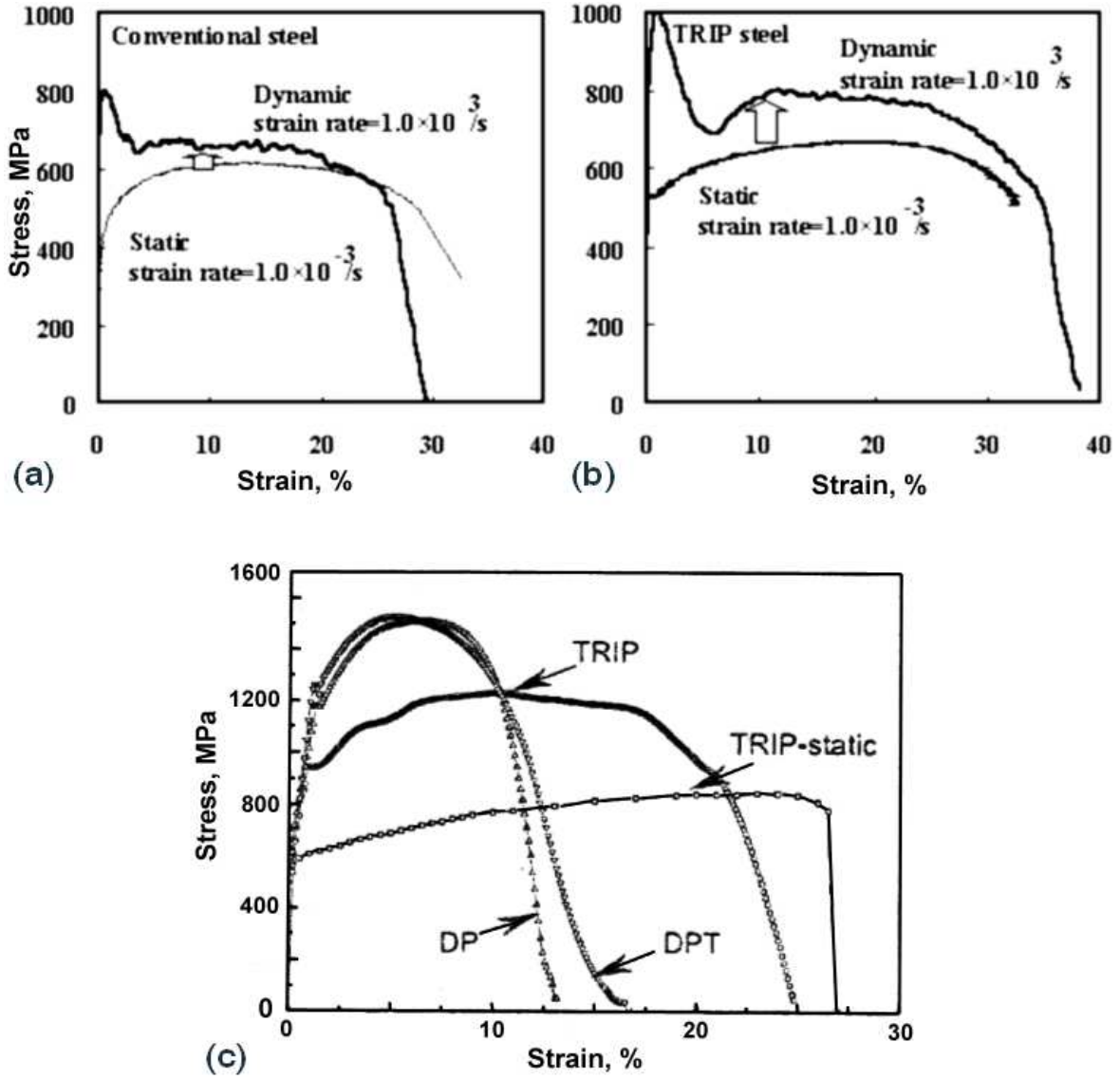


FIG. 76 – Exemples typiques des comportements statiques et dynamiques (a) d'un acier conventionnel et (b) d'un acier TRIP [TYH02] ; (c) Comparaison entre les comportements dynamiques d'un acier Dual Phase et d'un acier TRIP [WLFS02]

Des comportements similaires sont rapportés dans la littérature [WLFS02, WLF+02b, WLF+02a, FWS+02, CBK+02, Ush99, MMVD02, PSCM02], voir, par exemple, les figures 76-(a) et 76-(b). En particulier, Wei et coll. [WLFS02] ont caractérisé le comportement dynamique en traction d'un acier TRIP 0.195C-1.6Si-1.58Mn, très semblable à l'acier TRIP 800 au niveau de la composition chimique, et l'ont comparé avec celui d'un acier Dual Phase. Leurs résultats sont montrés sur la figure 76-(c) : si la résistance mécanique des aciers Dual Phase atteint des niveaux supérieurs à celle des aciers TRIP, en revanche, leur ductilité est nettement moins bonne.

Pour les fortes vitesses de déformation, on remarque l'apparition d'un crochet de traction. Le même phénomène a été observé par d'autres auteurs [WLFS02, TYH02] lors des essais TGV sur des barres Hopkinson. La grande vitesse de déformation provoque une accumulation importante de dislocations au voisinage de la phase dure dans un très faible laps de temps[54]. Lorsque la déformation augmente, les dislocations sont génées dans leur mouvement et se propagent moins facilement, d'où l'existence du palier sur les courbes de traction correspondantes.

Lors des sollicitations à grandes vitesses de déformation les temps de sollicitation sont très courts ; la chaleur générée par la déformation plastique du matériau ne peut pas s'évacuer. Plus la vitesse de sollicitation est grande, plus l'échauffement du matériau est important ; la sollicitation ne s'effectue plus dans des conditions isothermes, comme lors des sollicitations statiques, mais dans des conditions quasi-adiabatiques. Dans le cas de l'acier TRIP 800, nous avons mis en évidence l'échauffement du matériau par des mesures de thermographie infrarouge (annexe B.5) : à la rupture, la température atteint 75 °C pour l'essai à $2{\cdot}10^{-4}$ m/s et 130 °C pour l'essai à 0.1 m/s. En sachant que la transformation de l'austénite résiduelle en martensite a lieu lors des premiers stades de la déformation et parce qu'elle dépend fortement de la température [MST87a, SMK92a], le temps et la température adiabatique doivent être pris en compte[55] quand il s'agit de modéliser le comportement dynamique des aciers TRIP.

L'occurrence de la transformation martensitique induite par la déformation plastique de l'acier modifie progressivement l'écrouissage du matériau. Par conséquent, une loi de type Hollomon, $\sigma = k \cdot \varepsilon^n \cdot \dot{\varepsilon}^m$, n'est pas adaptée pour décrire le comportement dynamique du matériau, car les paramètres n et m ne peuvent pas être constants. Un modèle phénoménologique[56] plus élaboré, établi par Zhao [Zha97] pour les aciers doux et pour les alliages d'aluminium, a été testé avec succès sur un acier TRIP 0.195C-1.6Si-1.58Mn par Fu et coll. [FWS+02] :

$$\sigma_s = (A + B \cdot \varepsilon_p^n) \cdot (1 - \mu \cdot \Delta T)$$

$$\sigma_t = (C - D \cdot \varepsilon_p^m) \log(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) \cdot (1 - \mu \cdot \Delta T)$$

$$\sigma_v = E \cdot \dot{\varepsilon}^k \cdot (1 - \mu \cdot \Delta T)$$

où $\sigma_s(\varepsilon_p, T)$ correspond à la partie statique de l'écoulement plastique, $\sigma_t(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T)$ décrit de façon phénoménologique le mécanisme d'écoulement plastique thermiquement activé, fonction de la vitesse de déformation et $\sigma_v(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T)$ représente la partie visco-plastique de l'écoulement. Finalement, le comportement dynamique est donné par la relation

$$\sigma = [A + B \cdot \varepsilon_p^n + (C - D \cdot \varepsilon_p^m) \cdot \log(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}) + E \cdot \dot{\varepsilon}^k] \cdot (1 - \mu \cdot \Delta T)$$

avec A, B, C, D, E, k, m, n et $\dot{\varepsilon}_0$ les coefficients du modèle, $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation imposée et μ le coefficient d'adoucissement thermique ; ΔT représente l'augmentation de la température

[54] il faut environ 30 μs pour atteindre 2 % de déformation à une vitesse de 10^3 s^{-1}

[55] l'influence du temps est introduite via la vitesse de déformation ; l'influence de la température adiabatique est considérée par un terme d'adoucissement thermique

[56] ce modèle ne prend pas en compte l'influence de la quantité et de la stabilité de l'austénite résiduelle sur le comportement mécanique du matériau

lors de l'essai, calculée à partir de la relation $\Delta T = \frac{Q}{\rho \cdot c_p}$, avec $Q = \beta \cdot W_p = \beta \cdot \int \sigma \cdot d\varepsilon_p$, où β est un facteur qui rend compte de la proportion de travail plastique (W_p) transformé en chaleur (Q) lors de l'essai ; ρ est la densité et c_p la chaleur spécifique de l'acier.

Pour conclure ce paragraphe, la figure 77-(a) montre les résultats des crash tests sur des longerons fabriqués en différentes tôles d'aciers. Les aciers TRIP possèdent un meilleur compromis *résistance mécanique*×*ductilité* que les aciers Dual Phase. La figure 77-(b) classe quelques nuances d'aciers en fonction de leur capacité d'absorber l'énergie lors des sollicitations dynamiques. On constate que, là encore, les aciers TRIP multiphasés sont très bien placés, juste derrière les aciers inoxydables qui, eux aussi, sont des aciers à effet TRIP ; cependant, si les caractéristiques mécaniques de ces derniers sont les meilleures, ils restent assez chers et leur utilisation massive pour la fabrication des pièces de structure n'est pas encore envisageable.

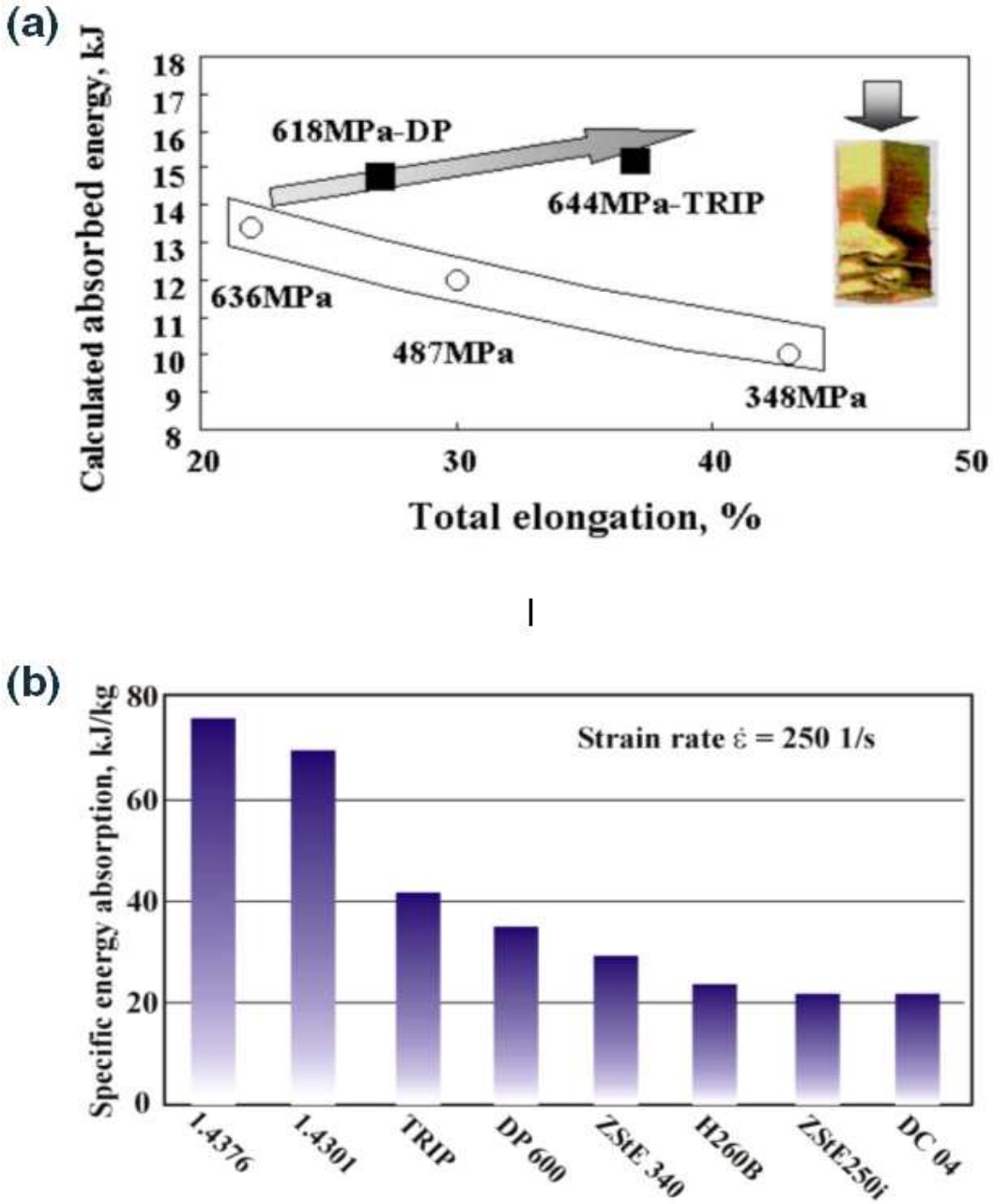


FIG. 77 – (a) Carte des valeurs de l'énergie absorbée lors du crash des longerons fabriqués en différentes nuances d'aciers [TYH02] ; (b) Classement des différents types d'aciers suivant leur aptitude au crash, pour une même vitesse de sollicitation (250 s^{-1}) en traction simple [Ble02]

2.5 – Bake hardening

Les caractéristiques d'un matériau dépendent à la fois de sa composition et des traitements thermiques qui lui ont été appliqués. Afin d'obtenir la mise en forme désirée et le meilleur compromis sur le plan du comportement mécanique, sur celui de l'amélioration de la résistance à l'agression de l'environnement et pour une bonne aptitude à l'assemblage, il s'agit de définir, pour un matériau donné, la succession des cycles thermiques qui permettront d'atteindre ou d'approcher ces objectifs.

Après leur mise en forme, les différentes pièces qui composent la structure de la caisse assemblée subissent le traitement de peinture, suivi par un passage dans le four de séchage. Lors de ce dernier traitement, le matériau est soumis un échauffement important pendant un certain temps. Pour garantir la tenue en service demandée par le cahier des charges, il est nécessaire de savoir dans quelle mesure ce traitement thermique, dit de bake hardening ou BH, modifie les propriétés mécaniques du matériau.

D'un point de vue expérimental, l'effet BH est équivalent à un vieillissement au four. Après la prédéformation correspondant à la mise en forme, l'éprouvette est maintenue à 180 °C pendant 20 minutes. Elle est ensuite chargée à nouveau pour étudier l'influence du traitement thermique sur les caractéristiques mécaniques et, notamment, sur la variation de la limite d'élasticité de l'acier.

L'influence du traitement thermique sur le comportement mécanique de l'acier a été étudiée en faisant des essais de traction simple sur des éprouvettes prédéformées à 25 °C et à 75 °C, et ayant subi le traitement de BH. Les résultats sont montrés sur les figures 78-(a) et 78-(b) [57].

Nous avons mesuré l'évolution de la limite d'élasticité induite par le traitement thermique[58], pour des sollicitations de traction plane et de cisaillement monotone, les prédéformations des éprouvettes étant de 2 % et de 5 %, respectivement. Les tableaux 11, 12, 13 et 14 résument tous les résultats obtenus. On remarque que :

- ⋆ le maintien au four provoque un durcissement du matériau. Des résultats similaires pour les aciers TRIP ont déjà été rapportés dans la littérature [YFB02, GVB02], mais le phénomène reste assez mal compris ;
- ⋆ après le vieillissement au four, les courbes de traction présentent un palier dont l'existence pourrait s'expliquer par une ségrégation du carbone sur les dislocations, dans la ferrite et la martensite[59]. Dans leur mouvement, les dislocations sont bloquées par les atomes de carbone, d'où la présence du palier ;
- ⋆ l'allongement réparti et l'allongement à la rupture diminuent pour des prédéformations croissantes. Il semblerait que le traitement thermique provoque une stabilisation de l'austénite, i.e. une transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ moins efficace, ce qui expliquerait la diminution de la ductilité du matériau.

Comparé à d'autres types d'aciers, le traitement thermique de BH a un effet plus important dans le cas de la microstructure TRIP. Cet effet est encore plus visible sur les figures 79-(a) et 79-(b) : après une prédéformation d'environ 15 % à 75 °C ($\dot{\varepsilon}$=10^{-3} s^{-1}) et un maintien au four à 180 °C pendant 20 minutes, les éprouvettes sont sollicitées en traction simple à 25 °C et à -20 °C, respectivement. Par rapport aux résultats des mêmes essais sans traitement thermique, l'augmentation de la limite d'élasticité est de 70 MPa et de 45 MPa, respectivement, tableau 15.

[57] l'allongement plastique est la somme de l'allongement de l'éprouvette après la prédéformation et de celui obtenu en chargeant l'éprouvette après le traitement thermique

[58] la limite d'élasticité après le traitement thermique est calculée à partir de la valeur de la contrainte nominale au début du palier des courbes de traction

[59] la précipitation du carbone dans la phase γ_r est peu probable, car son coefficient de diffusion dans cette phase est très faible

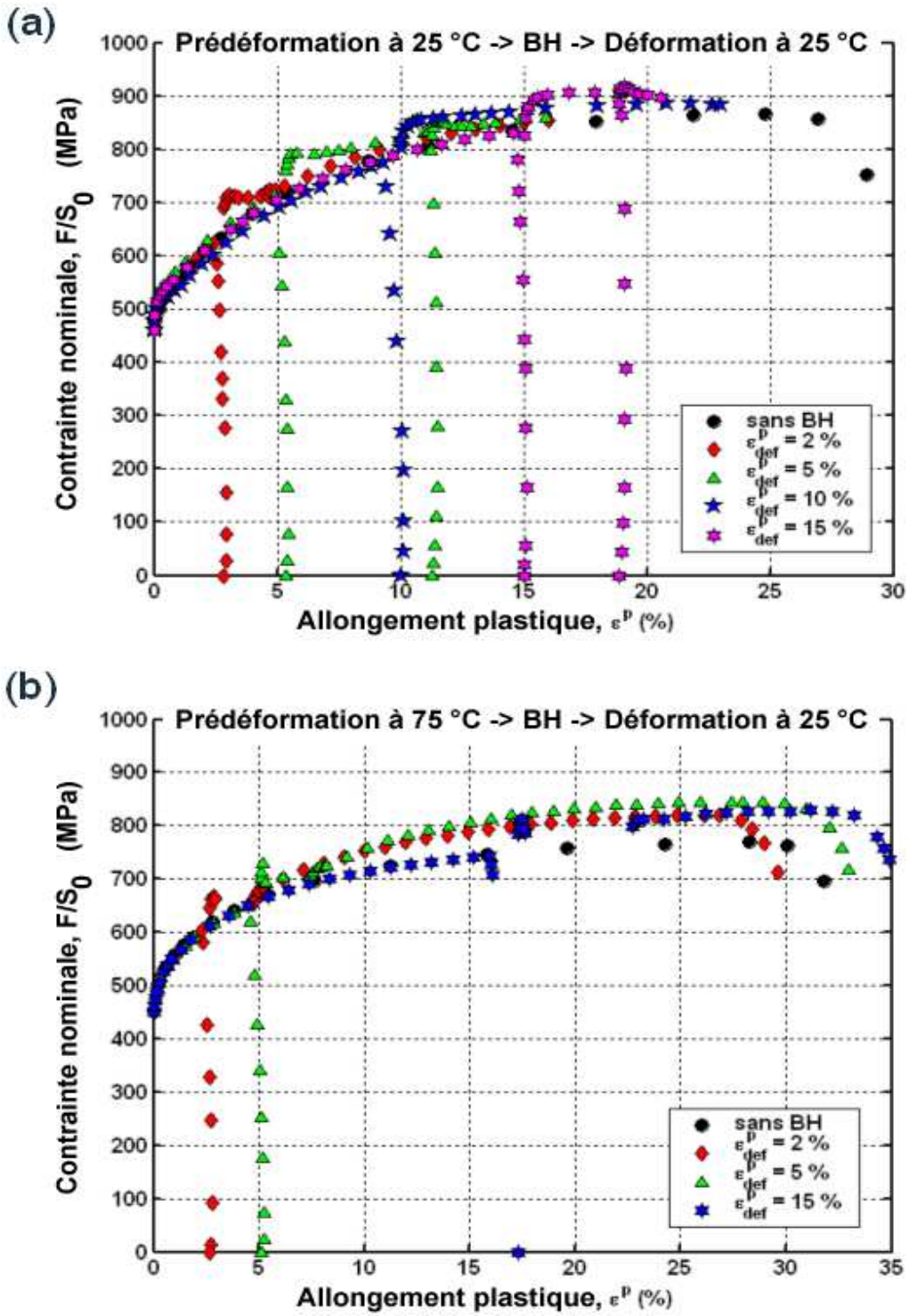


FIG. 78 – Illustration des courbes de traction simple, avec traitement thermique de BH, pour différents niveaux de prédéformation (a) à 25 °C et (b) à 75 °C

ε_{predef} (%)	$\Delta\sigma_y$ (MPa)	ε_h (%)
0	70	24
2	90	24
5	75	nd
10	75	21
15	65	18

TAB. 11 – Résultats des essais de traction simple avec traitement thermique de BH, prédéformation à 25 °C

ε_{predef} (%)	$\Delta\sigma_y$ (MPa)
2	50
5	80
15	70

TAB. 12 – Résultats des essais de traction simple avec traitement thermique de BH, prédéformation à 75 °C

ε_{predef} (%)	$\Delta\sigma_y$ (MPa)
2	105
5	85

TAB. 13 – Résultats des essais de traction plane avec traitement thermique de BH, prédéformation à 25 °C

ε_{predef} (%)	$\Delta\sigma_y$ (MPa)
5	35

TAB. 14 – Résultats des essais de cisaillement monotone avec BH, prédéformation à 25 °C

ε_{predef} (%)	15.5	15.6	15.5	14.9
température (°C)	25	25	-20	-20
trait. therm.	sans	avec	sans	avec
$\Delta\sigma_y$ (MPa)	0	70	-65	45

TAB. 15 – Résultats de la campagne d'essais de traction simple avec et sans BH, $\varepsilon_{predef} \approx 15$ % à 75 °C

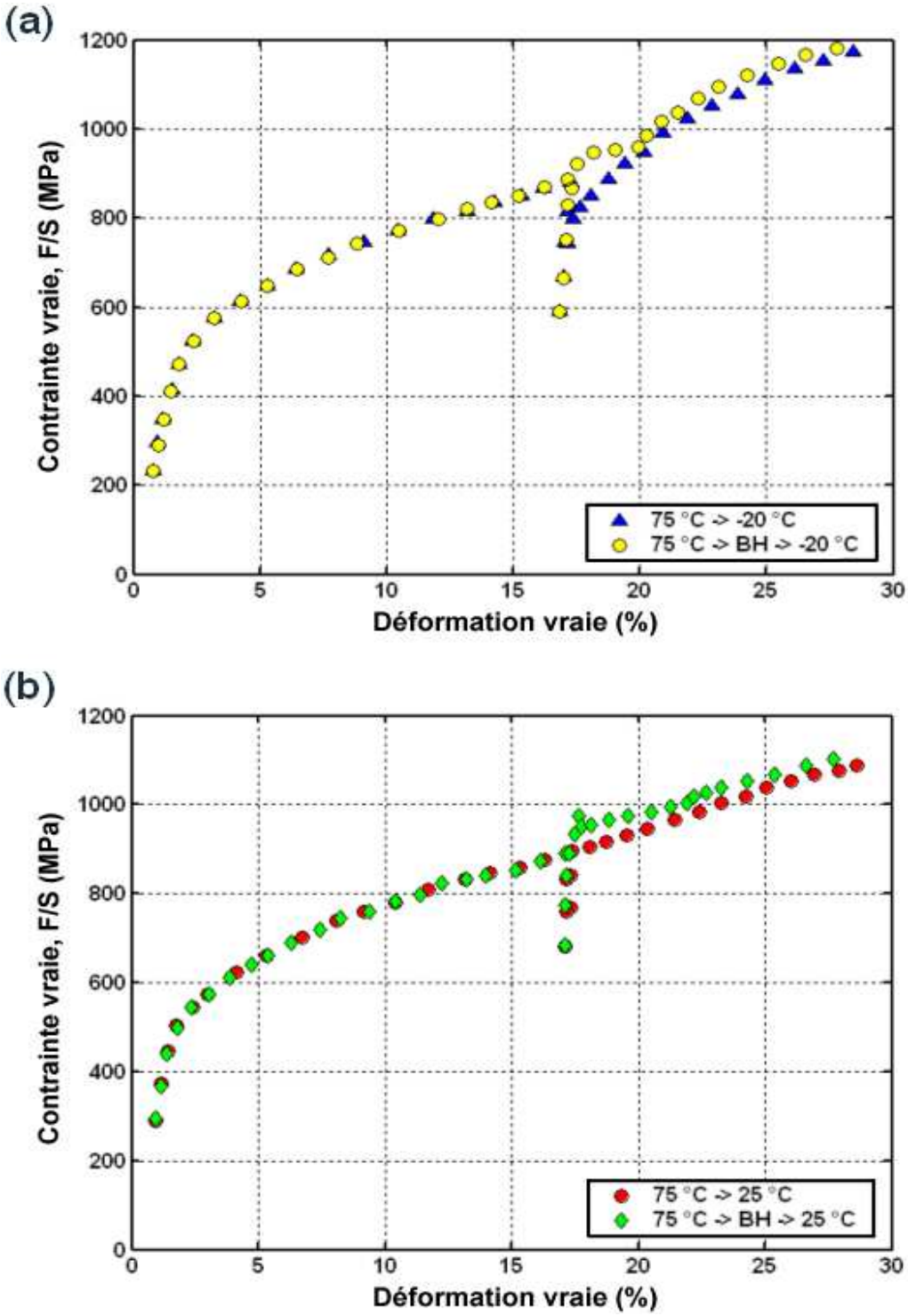


FIG. 79 – Courbes issues des essais expérimentaux de traction simple : $\varepsilon_{predef} \approx 15$ % à 75 °C → déchargement → avec/sans traitement thermique de BH → rechargement en traction simple (a) à -20 °C, (b) à 25 °C

La figure 79-(a) est intéressante à plus d'un égard. Lors des essais sans vieillissement à -20 °C, on remarque la baisse de la limite d'élasticité après la prédéformation : pour des températures de sollicitation proches de M_s^σ, la transformation de l'austénite résiduelle en martensite débute pour des niveaux de contrainte relativement faibles, i.e. la limite d'élasticité est contrôlée par un mécanisme de type S.A.M. Des résultats similaires, mais pour d'autres niveaux de prédéformation, sont montrés en annexe B.6.

Mesures de dilatométrie

L'un des procédés permettant de suivre les transformations microstructurales au cours des sollicitations thermiques est la dilatométrie. Cette méthode rend compte des évolutions de la microstructure à partir de la mesure, en fonction de la température, des variations dimensionnelles des échantillons susceptibles d'être le siège des transformations de phase ou des phénomènes de précipitation, ségrégation ou encore, de mise en solution et d'homogénéisation.

Le traitement thermique de BH a été simulé in-situ par des essais de dilatométrie sur une éprouvette dont le plan est donné en annexe B.6. Nous voulions appréhender le mécanisme responsable de la modification du comportement du matériau après ce traitement thermique et, en particulier, mesurer l'effet d'une précipitation des carbures ε qui pourrait avoir lieu dans la martensite. Afin de réaliser les mesures, une éprouvette de dilatométrie (acier TRIP, nuance 1217, tôle nue) a été soumise au cycle thermique[60] montré sur la figure 80-(a).

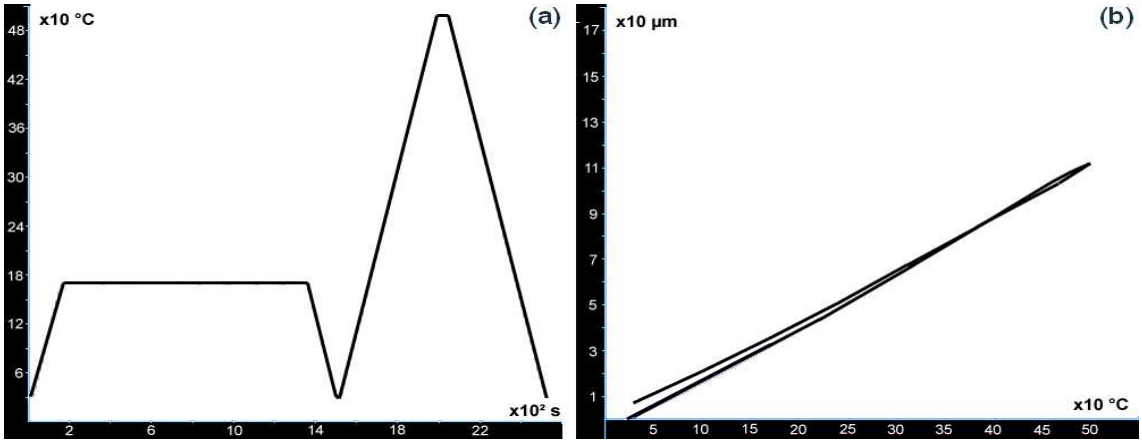


FIG. 80 – Essais de dilatométrie : (a) cycle thermique correspondant au traitement de BH ; (b) réponse de l'éprouvette aux sollicitations thermiques imposées

La figure 80-(b) montre la réponse de l'éprouvette aux sollicitations thermiques imposées. Il n'y a pas d'effet visible sur les courbes, ce qui témoigne du fait que la technique de dilatométrie n'est pas adaptée pour rendre compte des phénomènes physiques ayant lieu dans la microstructure TRIP pendant le traitement thermique de BH. Des observations au MET, qui autorisent des analyses à l'échelle atomique, pourraient éclaircir ce point.

Discussion

Speich et Taylor [ST92] ont montré que, lors d'un revenu entre 100 °C et 200 °C [61], les carbures ε précipitent de préférence dans la martensite, aux joints inter-lattes ou inter-aiguilles.

[60] la montée à 500 °C a été réalisée afin de déterminer la température de destabilisation de l'austénite résiduelle. Il s'agit de déterminer la réaction des phases lors de la galvanisation de la tôle, i.e. si la tôle était descendue dans un bain de zinc fondu, car l'application du revêtement est antérieure à toute autre utilisation de la tôle. Quelques détails sont donnés en annexe B.6

[61] ce type de revenu, à une température inférieure à 200 °C, est habituellement appelé "the first stage of tempering T1"

La figure 81-(a) montre ces carbures précipités à l'intérieur d'une latte de martensite d'un acier 4130, trempé et revenu à 150 °C.

Les mesures de frottement interne permettent d'obtenir la teneur en carbone interstitiel dans les structures cubiques centrées[62]. Dans le cas de l'acier TRIP, la précipitation des carbures conséquente au traitement thermique de BH pourrait être confirmée en réalisant ce type de mesures. Pour un acier TRIP CMnAlSi (0.3 %wt C), maintenu à 170 °C pendant 20 minutes, Meyer et al. [MWC00] ont montré que la teneur en carbone interstitiel reste très faible, inférieure à 1 ppm, et ce, avant ou après le traitement thermique, figure 81-(b).

Cependant, même si la teneur en carbone interstitiel dans l'acier est faible, la bainite est sursaturée en carbone. Il est possible que l'importante densité de dislocations ($\sim 10^{13}$ cm^{-2}) générée dans cette phase lors du laminage à froid soit bloquée dans son mouvement par ces atomes de carbone. Or, la teneur en carbone interstitiel de la bainite étant très faible, la bainite ne peut pas être responsable à elle seule de l'augmentation de la limite d'élasticité de l'acier après le traitement thermique de BH. Qui plus est, l'effet BH peut être tout aussi important dans les aciers Dual Phase.

Un autre mécanisme est responsable du vieillissement thermique des aciers TRIP. Il est représenté de façon schématique sur la figure 82. Lors de la prédéformation, la transformation de l'austénite résiduelle en martensite crée des dislocations mobiles dans la ferrite, mais aussi, des dislocations de transformation et d'incompatibilité interfaciale aux interfaces α'/γ_r. Quand un chargement est à nouveau appliqué, les dislocations sont accrochées par les carbures précipités lors du traitement thermique. Leur glissement est momentanément bloqué, d'où l'augmentation de la limite d'élasticité après le traitement thermique.

Les aciers sont mis en forme et les pièces sont peintes et séchées au four avant toute déformation à grande vitesse. Il est donc important de quantifier l'énergie absorbée par une structure prédéformée et ayant subi le traitement de bake hardening. Nous savons déjà que les aciers TRIP, tout comme les aciers Dual Phase, sont très sensibles aux différents traitements thermiques. Ainsi, le traitement thermique consistant en une prédéformation de 5 % suivie d'un maintien à 170 °C pendant 20 minutes provoque une augmentation d'environ 5 % de l'énergie absorbée par un longeron en acier TRIP lors d'un crash test, voir la figure 83-(a).

La figure 83-(b) montre les résultats des essais expérimentaux de traction simple après traitement thermique de BH (prédéformation de 5 %), pour des sollicitations statiques et dynamiques. On remarque encore que, une fois la prédéformation et le traitement thermique appliqués, le comportement en crash des aciers TRIP est supérieur à celui des aciers conventionnels.

Conclusion

L'étude de l'influence du traitement thermique de BH sur le comportement mécanique de l'acier TRIP 800 a montré que :

1. Le traitement thermique augmente la limite d'élasticité du matériau. Pour une même prédéformation, il dépend du mode de sollicitation et de la température lors de la prédéformation ;
2. Pour les prédéformations supérieures à 10 %, le traitement thermique diminue l'allongement réparti. Cette affirmation a été vérifiée pour la traction simple uniquement ;
3. Le traitement de BH peut provoquer une légère relaxation des contraintes résiduelles et une stabilisation de l'austénite résiduelle.

[62] la friction interne est causée par l'arrangement d'interstitiels mobiles sous l'application d'une très faible déformation cyclique (vibratoire), de l'ordre de 10^{-7} (effet Snoek)

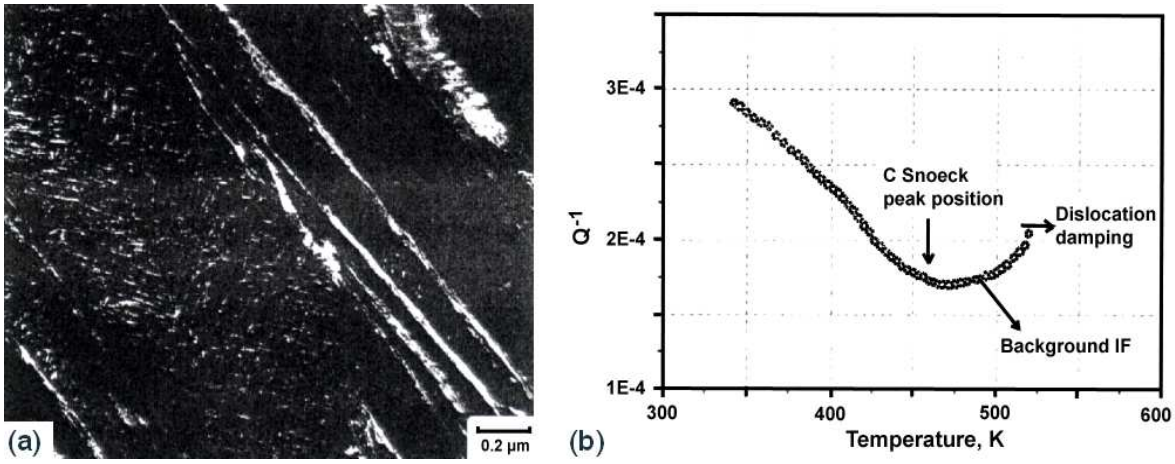


FIG. 81 – (a) Image MET (champ sombre) de la microstructure d'un acier trempé 4130 et revenu à 150 °C montrant les carbures de transition précipités à l'intérieur d'une latte de martensite (particules en blanc) et l'austénite résiduelle inter-lattes (lignes blanches en diagonale) [Kra01] ; (b) Illustration des mesures de frottement interne pour un acier TRIP CMnAlSi après traitement thermique de bake hardening [MWC00]

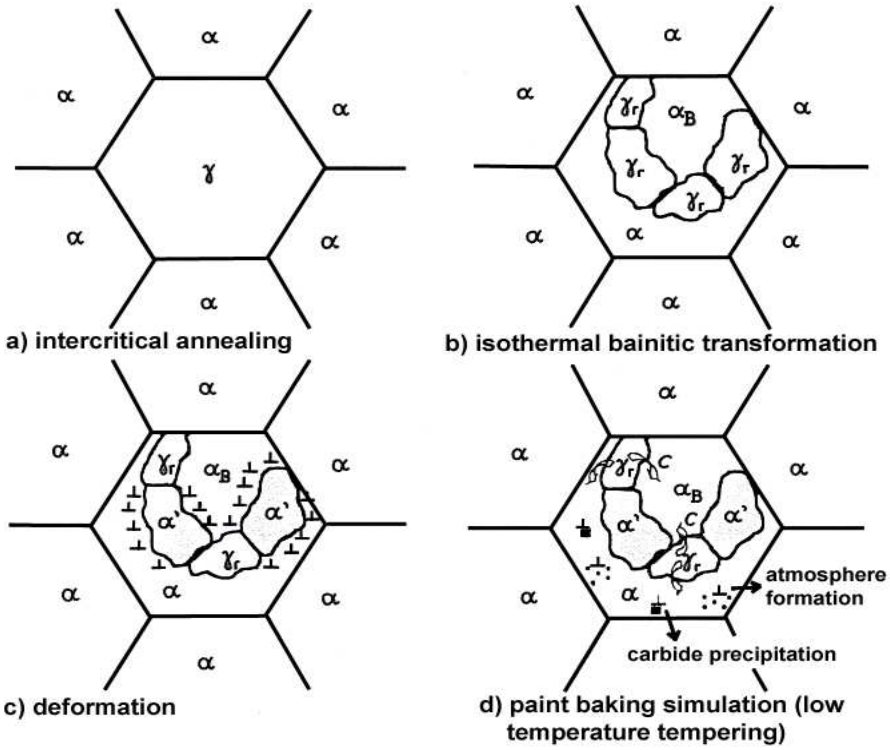


FIG. 82 – Représentation schématique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ et illustration du mécanisme responsable du vieillissement au four [MWC00]

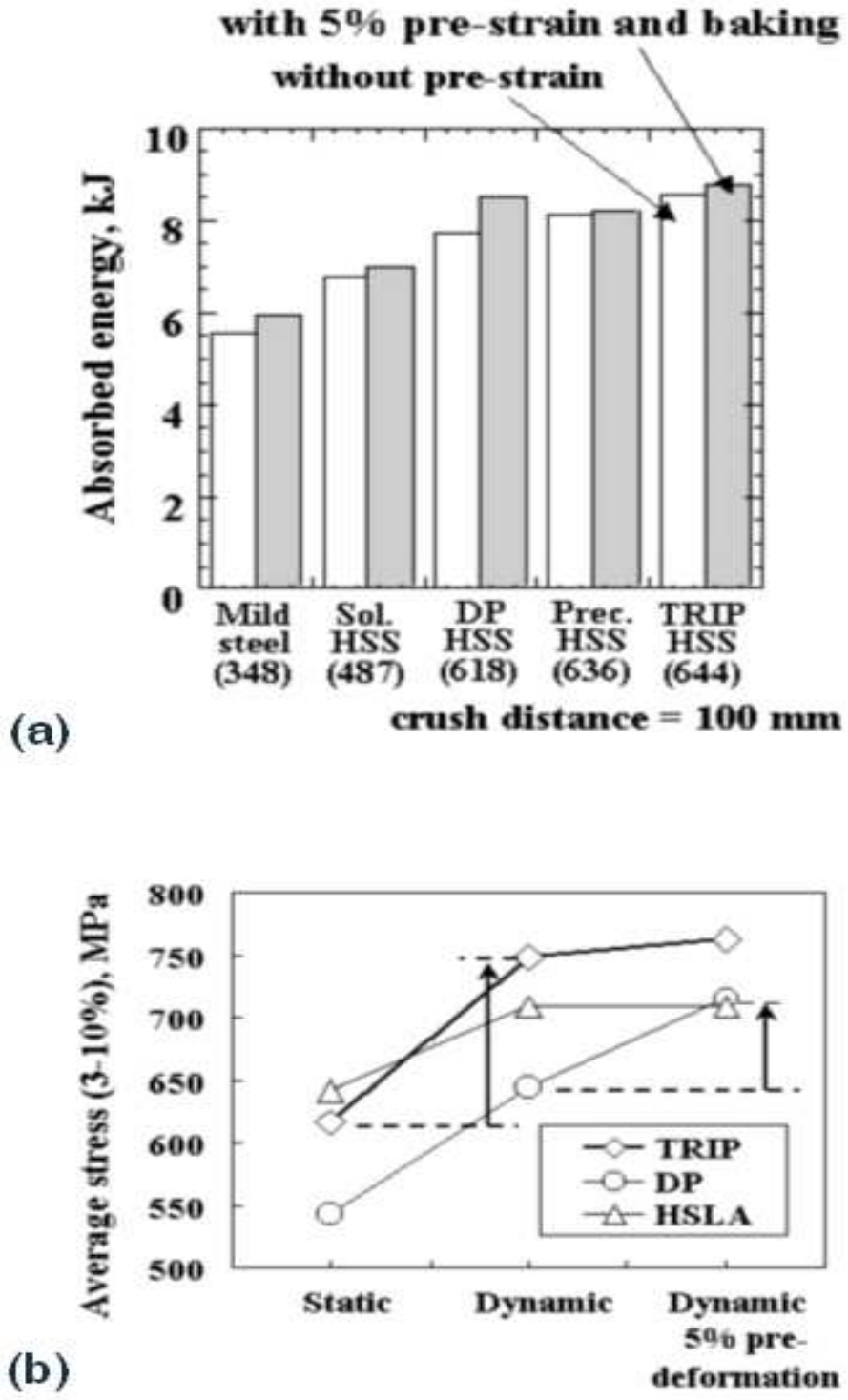


FIG. 83 – Comparaison de plusieurs types d'aciers : (a) énergie absorbée lors du crash d'un longeron, avec/sans prédéformation et traitement thermique de bake hardening (170 °C pendant 20 minutes) [TYH02] ; (b) augmentation de la limite d'élasticité suite à la prédéformation et au traitement thermique, essais statiques/dynamiques de traction simple [TYH02]

3 – Autres aspects

Dans cette section, d'autres aspects importants liés à l'utilisation des aciers THLE dans l'industrie automobile seront abordés. Ils traitent principalement de la soudabilité et de la tenue en fatigue des aciers TRIP.

Afin de réduire les risques de corrosion, la plupart des tôles utilisées dans l'industrie automobile sont revêtues d'une couche de zinc. Pour les tôles d'aciers TRIP, le dépôt du revêtement est d'autant plus important, que ces aciers à très haute limite d'élasticité autorisent l'utilisation des épaisseurs de tôle inférieures à celles des aciers des générations précédentes.

À l'heure actuelle, deux procédés sont couramment employés pour déposer une couche de zinc sur la surface de la tôle, la protégeant ainsi de l'oxydation :

1. le dépôt du revêtement ($\sim$10 μm) par galvanisation consiste à tremper la tôle dans un bain de zinc fondu contenant moins de 0.2 % d'aluminium. Cette technique requiert un trajet thermique spécifique qui rend difficile le contrôle de la microstructure que l'on veut obtenir. De plus, la plupart des lignes de galvanisation ne sont pas équipées avec une section dédiée au maintien isotherme dans la région bainitique, étape nécessaire pour retenir une quantité suffisante d'austénite à la température ambiante. La composition chimique de l'acier doit aussi se prêter à ce traitement. Par exemple, le Si, utilisé dans les aciers TRIP pour inhiber la formation de la cémentite, est bien connu pour son effet néfaste sur la mouillabilité des surfaces ;
2. le dépôt du revêtement (3-7 μm) par électrozinguage a l'avantage de ne pas modifier les propriétés mécaniques de l'acier. La surface doit être activée à l'acide sulfurique afin que la déposition du zinc puisse avoir lieu. Pendant l'activation, le Fe s'oxyde et de l'hydrogène est produit ($\sim 315 \cdot 10^{-6}$ g/dm^2). Une partie de cet hydrogène se recombine sous forme de H_2 à la surface de la tôle, du gaz est dégagé ; une autre partie de ces atomes d'hydrogène peuvent diffuser dans la tôle, ce qui pourrait entraîner une fragilisation due à l'hydrogène. La figure 84 montre que la teneur en hydrogène de la tôle TRIP peut dépasser les 5 ppm. Cependant, les auteurs [MWC00] n'ont pas noté de rupture prématurée du matériau conséquente à l'électrozinguage de la tôle.

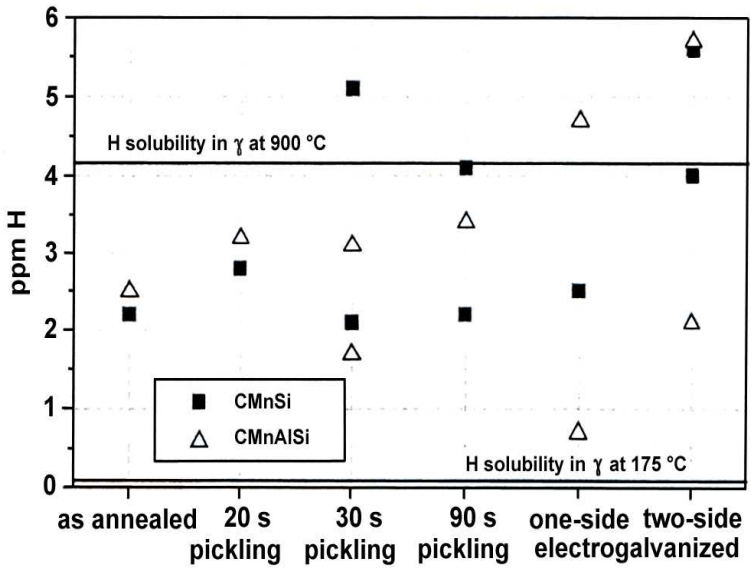


FIG. 84 – Illustration de l'influence de l'activation de la surface et de l'électrozinguage sur l'enrichissement en hydrogène de la surface de l'acier TRIP [MWC00]

3.1 Soudabilité des aciers revêtus

Lors du soudage d'une tôle d'acier revêtue, des réactions d'alliation et/ou de diffusion peuvent se développer selon le type de revêtement (galvanisé, électrozingué, galvannealed), ce qui détermine l'agressivité chimique du revêtement pour son environnement, par exemple, les électrodes de cuivre en soudage par points[63].

Le revêtement de zinc, une fois fondu, est chassé de l'interface tôle/électrode par l'effort de soudage, sous forme d'une vague, figure 85-(a). Après chauffage, les composés FeZn disparaissent au profit du laiton β-CuZn qui est thermodynamiquement plus stable en présence du cuivre. La réaction cuivre/zinc/fer $\rightarrow$ cuivre/laiton/fer est favorisée en présence du zinc pur. Ainsi, le revêtement galvannealed[64] (zinc-fer) est moins agressif pour les électrodes en cuivre que les revêtements type galvanisé ou électrozingué constitués de zinc pur [DCB02]. Ces deux derniers ne sont pas équivalents. Sous l'effet de la chaleur, le revêtement électrozingué réagit très rapidement avec le substrat acier pour se transformer en intermétalliques FeZn, alors que cette réaction est retardée par la présence, à l'interface acier/revêtement galvanisé, d'une couche d'inhibition Fe_2Al_5 créée lors de la galvanisation, figure 85-(b). Le revêtement galvanisé est donc le plus nocif pour les électrodes en cuivre.

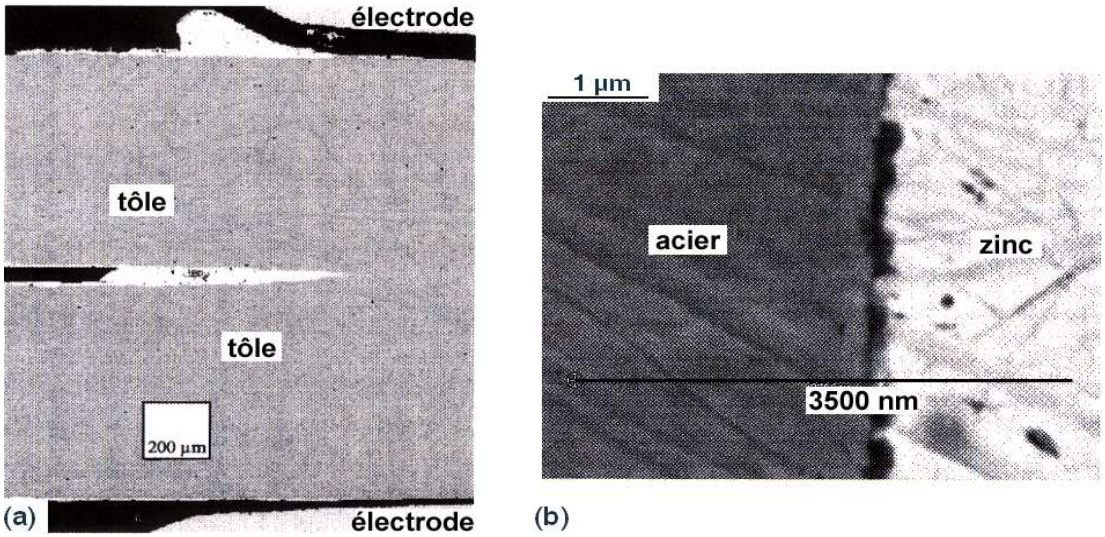


FIG. 85 – (a) Évacuation du revêtement galvanisé sous forme d'une vague centrifuge [DCB02]; (b) Couche Fe_2Al_5 entre substrat et revêtement galvanisé [DCB02]

Le soudage génère un échauffement rapide de l'acier suivi d'un refroidissement plus ou moins brutal. Les structures engendrées en zone affectée par la chaleur diffèrent de celles du métal de base, quel qu'en soit son état (brut de laminage à chaud, laminage à froid, recuit). Pour des vitesses de refroidissement élevées, le risque est de former dans la soudure des structures très fragiles, martensitiques ou/et bainitiques.

Selon le procédé de soudage, des problèmes spécifiques apparaissent. En soudage par étincélage le métal liquide généré n'est pas protégé de l'oxygène de l'air. Le Mn et le Si peuvent

[63] cette technique d'assemblage bon marché est largement répandue dans l'industrie automobile. Le procédé consiste à maintenir en contact les deux tôles à assembler sous un effort de quelques centaines de kg (contrainte d'environ 100 MPa), à l'aide d'une paire d'électrodes, le temps de faire passer à travers cet assemblage un courant électrique de forte intensité (de l'ordre d'une dizaine de kA). L'effet Joule provoque la fusion de l'interface entre les tôles et, donc, la formation d'une liaison continue. Les électrodes sont maintenues sous effort après le passage du courant, le temps nécessaire à la solidification de la soudure. Pour les tôles minces (épaisseur<1 mm), l'ensemble de l'opération ne dure pas plus d'une seconde, ce qui permet des cadences industrielles élevées

[64] galvannealed désigne un revêtement allié à env. 10 % de fer, obtenu à partir d'un revêtement galvanisé en faisant interdiffuser fer et zinc lors d'un recuit

s'oxyder. Ces oxydes, stables à haute température (≈1700 °C), présentent des températures de fusion supérieures à celle du fer. Ils s'incrustent dans la matrice métallique au moment du forgeage, formant des inclusions dans le plan de joint qui fragilisent la soudure.

En soudage par résistance à la molette, la résistivité du matériau intervient. Les aciers TRIP ont une résistivité de près de deux fois celle d'un acier calmé aluminium. Le fort échauffement provoque, selon la configuration d'assemblage, soit un déficit d'échauffement de la nuance d'accompagnement en soudage hétérogène, soit des excès d'échauffement en soudage homogène. Ces phénomènes provoquent le collage de la soudure ou/et des expulsions.

Afin d'éviter l'oxydation (qui peut atteindre 20 à 50 % de la section soudée), l'inertage de la soudure est impératif. Différentes techniques sont utilisées sur lignes comme l'utilisation du gaz naturel ou de la graisse. Des nouveaux mélanges à base de paraffine et de vaseline ont été mis en œuvre pour le moindre encrassement de la soudeuse tout en obtenant une qualité d'inertage voisine des pratiques à la graisse. L'inertage au gaz naturel permet d'obtenir des soudures avec des niveaux d'oxydation voisins de ceux mesurés avec des mélanges graisse-huile ou paraffine-vaseline, plus polluants.

Malgré l'évolution des pratiques d'inertage, des plages oxydées persistent. Leur présence même en très faible quantité (quelques %) constitue des amorces de rupture. Sous contrainte (pliages alternés, traction, laminage) des fissures peuvent se développer et se propager ensuite facilement dans la structure martensito-bainitique de la soudure. Leur ramification entraîne alors la rupture de joint soudé.

En phase de mise au point, des essais d'emboutissage instrumentés et le contrôle macrographique des soudures permettent de fournir des éléments d'appréciation de leur qualité. L'essai Erichsen indique localement la qualité de la soudure. La lecture du résultat de ce test est parfois rendue difficile lorsque la soudure présente des expulsions ou un comportement inhabituel, comme sur l'acier TRIP. En phase de production, il est impossible de multiplier les tests. Un nouvel essai a été développé. Il se traduit par la réalisation d'un test de pliage qui fournit une réponse rapide et simple d'interprétation de la qualité globale de la soudure produite, figure 86-(a).

Une fois laminées à froid, les bobines passent sur les lignes de recuit et d'électro-zinguage. Elles y sont soudées par résistance à la molette. La composition chimique du TRIP 800 présente une forte trempabilité mais aussi une résistivité élevée. Ces caractéristiques ne sont pas neutres en soudage par résistance et se traduisent par une très grande dureté de la zone fondue (550 HV), par des difficultés à maîtriser le juste échauffement de l'interface des tôles à souder.

Quel que soit le procédé de soudage, à l'étincelage ou à la molette, la trempabilité élevée de cet acier conduira à des structures trempées. Le traitement thermique de la soudure permet d'adoucir les structures trempées. La température de recuit pour le TRIP 800 se situe au voisinage de Ac_1. L'adoucissement provoqué est perceptible au test d'emboutissage. Mais sur les plages oxydées, le bénéfice du traitement serait plus faible. Il en est de même lorsque le traitement thermique est hétérogène ce qui est le cas lorsqu'il est pratiqué entre les mors de la soudeuse. Le manque de robustesse de ces traitements ne permet par encore de garantir l'intégrité de la soudure sous des contraintes fortes comme un laminage.

Des auteurs ont cependant proposé des cycles thermiques de soudage optimisés pour les aciers TRIP [CKTM02, CG01], tableau 16. La figure 86-(b) en montre un exemple où les phases suivantes peuvent être distinguées :

- ⋆ la phase de fixation où une contrainte d'environ 100 MPa est appliquée entre les électrodes afin d'assurer un bon contact entre les tôles à assembler. Les électrodes sont généralement en alliage de cuivre-chrome-zirconium avec refroidissement interne à l'eau ;
- ⋆ lors de la phase de pré-échauffement, de la chaleur est transférée dans la zone de soudage. Ce traitement a le rôle de rendre moins brutale la phase de soudage proprement dite, évitant ainsi les expulsions ;

- ⋆ la phase de soudage : un courant électrique de forte intensité[65] est appliqué entre les électrodes. Si le courant appliqué est assez fort[66], l'effet Joule, produit à cause de la grande résistivité électrique de l'acier, provoque la fusion du matériau entre les électrodes. Cette zone correspond au noyau de soudage, formé après le refroidissement ;
- ⋆ le post-échauffement a pour but d'empêcher la formation ou l'amorçage des fissures par le contrôle de la vitesse de refroidissement ;
- ⋆ après soudage, le courant électrique est coupé, mais la pression entre les électrodes est maintenue à un certain niveau afin d'assurer la bonne solidification de la soudure.

revêtement	cycle	courant min. (kA)	courant max. (kA)
galvanisé	standard	7.4	10.6
galvanisé	optimisé	7.1	10.4
électrozingué	standard	7.6	9.3
électrozingué	optimisé	7.1	10.3

TAB. 16 – Conditions de soudage selon la norme AFNOR A87-001 standard en comparaison avec celles préconisées par le cycle optimisé [CKTM02]

[65] le courant appliqué est alternatif ou continu, de faible voltage

[66] les normes ISO récommandent un diamètre de la zone soudée équivalent à environ $5 \cdot \sqrt{epaisseur}$ [14301]

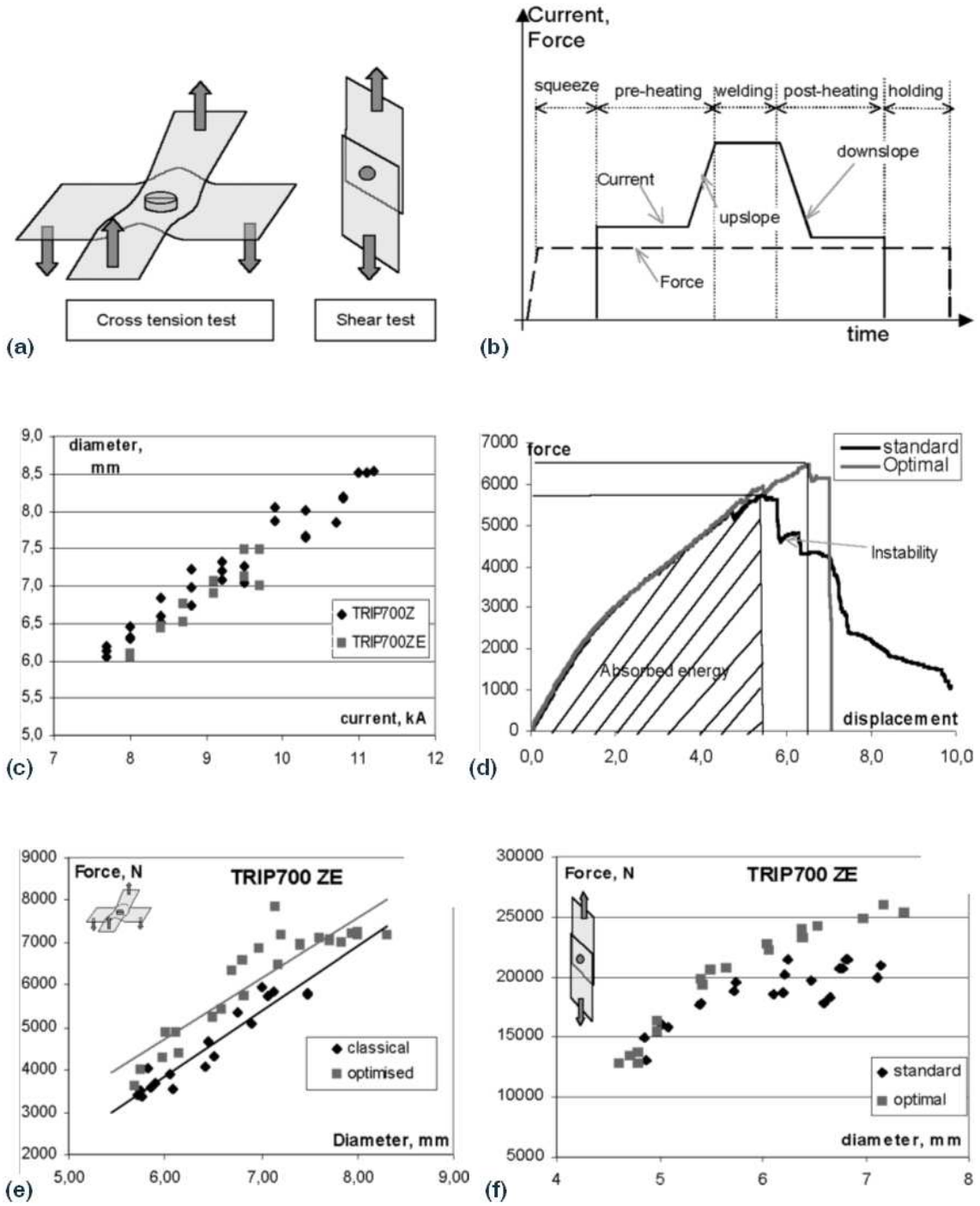


FIG. 86 – (a) Illustration de la méthode de sollicitation utilisée pour tester la résistance des soudures [CKTM02] ; (b) Cycle thermique optimisé pour le soudage des aciers TRIP [CKTM02] ; (c) Domaine de soudabilité des aciers TRIP 700 galvanisé et TRIP 700 électrozingué [CKTM02] ; (d) Comparaison en fonction du cycle thermique utilisé de l'énergie absorbée par la soudure sollicitée en mode I, acier TRIP 700 électrozingué [CKTM02] ; Influence du cycle thermique sur la résistance des soudures, sollicitées (e) suivant le mode I et (f) suivant le mode II d'ouverture [CKTM02]. Z=galvanisé (couches de zinc de 10 μm des deux côtés), EZ=électrozingué (couches de zinc de 7 μm des deux côtés)

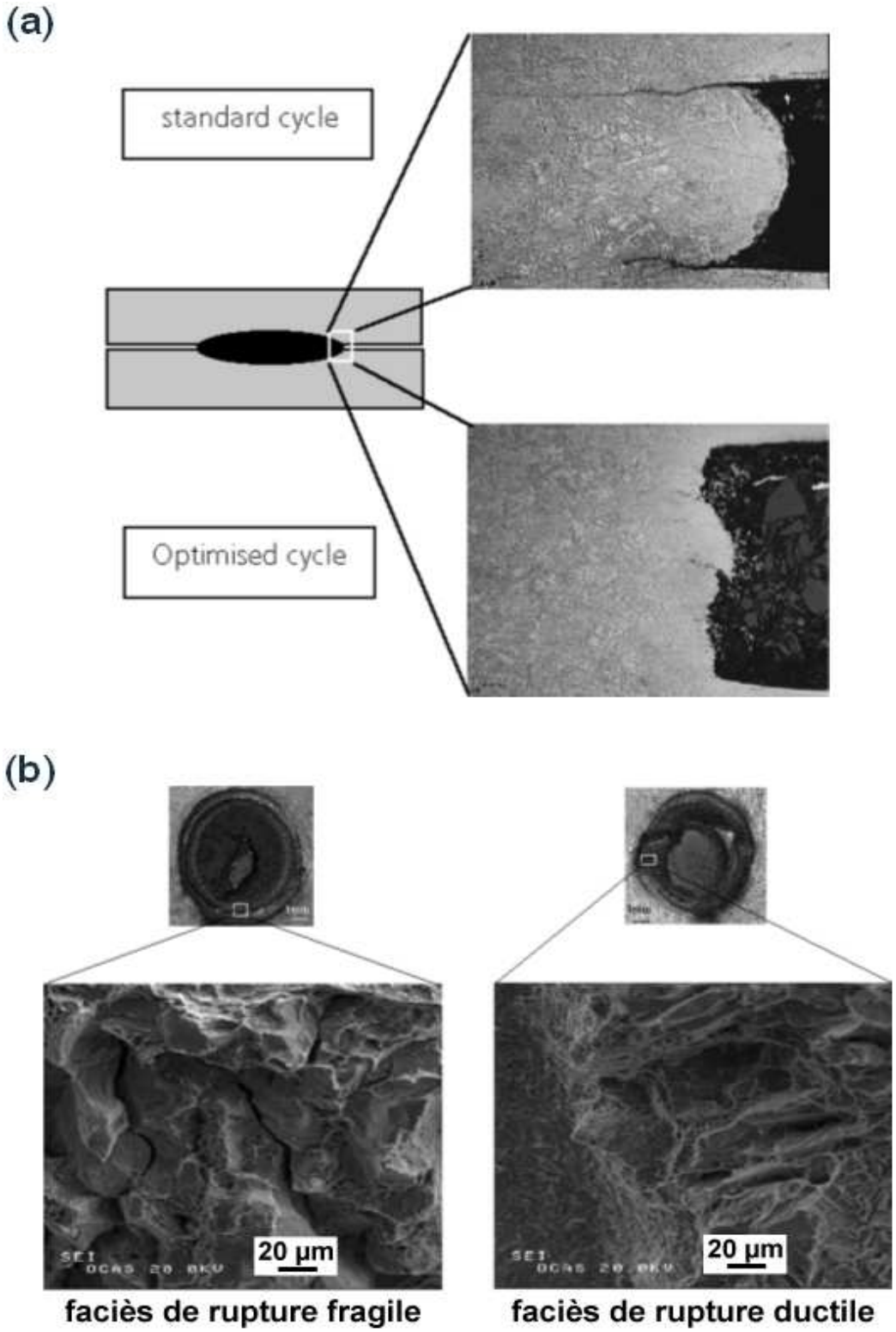


FIG. 87 – (a) Micrographies optiques illustrant l'interface entre les tôles soudées : mise en évidence des fissures après un cycle de soudage standard [CKTM02]; (b) Images MEB, illustrant la différence des modes de rupture des soudures obtenues après un cycle de soudage standard (faciès fragile) et optimisé (faciès prédominant ductile) [CKTM02]

L'ensemble de l'opération de soudage dure environ 1320 ms. Les figures 86-(c), 86-(d), 86-(e), 86-(f) illustrent, pour un acier TRIP 700, les conditions de soudage, l'énergie absorbée par la soudure lors du test de fiabilité (cela donne une mesure de la ténacité de la zone soudée) et l'ordre de grandeur des efforts appliqués pour rompre la soudure suivant le mode I (traction) et suivant le mode II (cisaillement), respectivement.

La figure 87-(a) montre des micrographies de la zone soudée, pour un cycle de soudage standard et pour le cycle de soudage optimisé TRIP de la figure 86-(b). Dans ce dernier cas, on remarque la parfaite fermeture de la zone affectée par la chaleur et l'absence des fissures dues au refroidissement. La phase de maintien thermique après le soudage est très importante, elle permet le passage d'un mécanisme de rupture fragile de la soudure à un mécanisme prédominant ductile, i.e. la diminution de la sensibilité de la soudure à l'effet d'entaille, figure 87-(b).

3.2 Tenue en fatigue des aciers TRIP

Les mécanismes gouvernant le comportement en fatigue des aciers TRIP inoxydables instables ont été longuement étudiés. Le lecteur intéressé pourra consulter [OCAG80, CAG72, CA74, PP74, BP77, HSA76, LW77, FSB+02]. Par contre, peu de travaux ont été consacrées à l'étude de la tenue en fatigue des aciers TRIP multiphasés. Tout au plus, des caractérisations de la tenue en fatigue ont été effectuées [EKLS97, YKT+96]. Pour l'acier TRIP 800 (tôle nue, épaisseur 1.5 mm), Pierrel [Pie00] donne une limite d'endurance à $5{\cdot}10^6$ cycles de 515 MPa quand le rapport de charge $\sigma_{min}/\sigma_{max}$ est de 0.1. La galvanisation fait chuter cette valeur d'environ 5 %. En comparaison avec l'acier DP 600, dont la limite d'endurance à $5{\cdot}10^6$ cycles est de 480 MPa, la tenue en fatigue de l'acier TRIP 800 est meilleure.

Par ailleurs, il a été suggéré [YKT+96] que la transformation de phase de l'austénite résiduelle en martensite induit dans la matrice ferritique des contraintes résiduelles de compression, ce qui empêcherait la propagation des micro-fissures de fatigue.

3.3 Mécanismes d'endommagement

Lors de la déformation des aciers Dual Phase, après le fort écrouissage de la ferrite au début de la sollicitation, les incompatibilités de déformation entre la martensite et la ferrite provoquent la décohésion des interfaces entre ces deux phases, conduisant à la formation des fissures ou des cavités et, par la suite, à la rupture du matériau.

Dans les aciers TRIP, l'austénite résiduelle joue un rôle de "tampon" entre la ferrite et la martensite induite par la déformation plastique : la formation de la martensite durcit l'acier et améliore son écrouissage. L'expansion volumique, conséquente à la transformation de l'austénite résiduelle, provoque un adoucissement par relaxation des contraintes aux interfaces ou aux joints de grains, mais aussi, la fermeture des micro-cavités formées lors des premiers stades de déformation aux interfaces ferrite-bainite ou ferrite-austénite résiduelle. En faisant l'hypothèse que l'austénite résiduelle commence à se déformer après l'ensemble ferrite-bainite[67], le principe de fermeture des micro-cavités est celui représenté sur la figure 88.

La résistance à la propagation ductile de la fissure augmente avec la vitesse de sollicitation. Plus la vitesse de déformation est grande et plus petit est le nombre des systèmes de glissement activés simultanément. Il s'ensuit qu'un nombre moins important de systèmes de glissement agissent sur les micro-cavités qui voient leur croissance supprimée lors de premiers stades de déformation [WLFS02].

[67] cette hypothèse est confirmée par les mesures de nanodureté, car l'austénite résiduelle a une dureté plus grande que la ferrite et que la bainite

Pour des conditions de déformation macroscopique identiques, la plasticité des phases dures (austénite résiduelle) augmente avec la vitesse de sollicitation [PSCM02]. Néanmoins, les figures 63-(b), 64-(a) et 64-(b) prouvent qu'aussi bien dans le cas des sollicitations statiques que dans celui des sollicitations dynamiques, le mécanisme de rupture reste le même, à savoir, germination-croissance-coalescence des micro-cavités dans les grains de la matrice ferritique ou aux interfaces ferrite-austénite résiduelle.

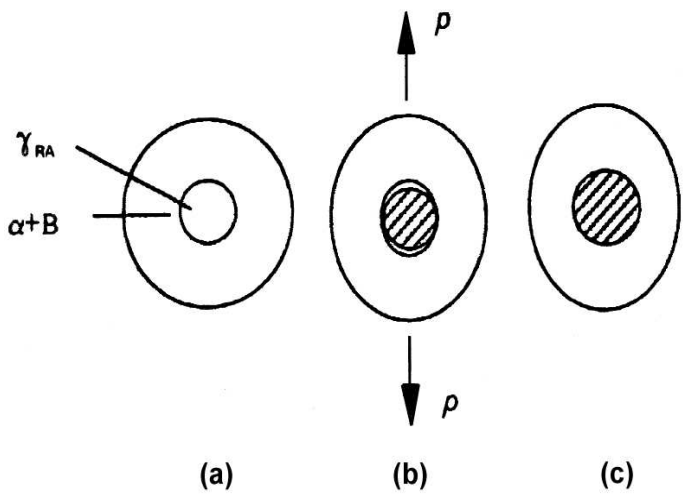


FIG. 88 – (a) Illustration schématique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ [WLFS02] : (a) état non-déformé, (b) formation des cavités lors d'un chargement mécanique, (c) transformation de l'austénite résiduelle et fermeture des microcavités

Les micro-cavités se forment de préférence à l'extrémité des grains durs de l'austénite résiduelle, dont la forme est allongée dans la direction de la sollicitation mécanique. À ces endroits, il existe des incompatibilités géométriques et des incompatibilités des propriétés mécaniques entre la ferrite de la matrice et l'austénite résiduelle. La concentration des contraintes dépasse localement la valeur macroscopique imposée par le chargement et des décohésions d'interfaces se produisent.

Une fois que la coalescence d'un certain nombre de ces micro-cavités a eu lieu, des micro-fissures se forment. Leur propagation est retardée par la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ qui induit la relaxation des contraintes en pointe de fissure [THI91]. La transformation de phase contribue donc à augmenter la ductilité des aciers TRIP multiphasés.

Afin d'améliorer les propriétés mécaniques de l'acier par un effet TRIP important, on souhaite avoir une teneur aussi grande que possible d'austénite résiduelle dans la microstructure de l'acier. Mais, si la stabilité de cette austénite n'est pas ajustée au mieux au regard des propriétés visées, alors une quantité importante se transforme en martensite dès les premiers stades de la sollicitation. Suivant ce mécanisme, proposé par Jacques et coll. [JFPD01], l'amorçage des fissures se fait à l'endroit où l'austénite résiduelle est complètement transformée, i.e. là où les micro-fissures créées dans les zones martensitiques fragiles ont formé un réseau.

Il est donc très important que l'austénite résiduelle ait une stabilité optimale. Mais en plus, ses grains doivent être de faible dimension et avoir une forme sphérique, afin d'éviter l'amorçage de fissures sur des défauts géométriques [EEGS98].

4 – Conclusion

Ce chapitre a été consacré à la caractérisation de la microstructure et des propriétés mécaniques de l'acier TRIP 800.

Conclusion de l'analyse de la microstructure

La morphologie des phases a été obtenue par analyses au MEB. Leur répartition dans la microstructure est globalement homogène. Dans le plan de la tôle il existe des endroits enrichis en austénite résiduelle mais leur dimension, d'environ 50 μm est très faible devant celle de l'éprouvette. Ils n'ont aucune influence sur le comportement macroscopique de l'acier.

La plupart des grains d'austénite résiduelle, de taille de 1 à 3 μm, sont concentrés aux joints de grains de ferrite. Les grains d'austénite intraganulaire, de taille d'environ 1 μm, ont une forme allongée et ils sont stables vis-à-vis de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ lors des sollicitations mécaniques. Les grains de la matrice ferritique ont une taille supérieure, de 10-15 μm.

On a établi que :

- ⋆ *la teneur en principaux éléments d'addition est de 0.19 %wt C, 1.54 %wt Mn et 1.58 %wt Si. Il n'y a pas de macroségrégation du Si ou du Mn ;*
- ⋆ *les zones MA peuvent se présenter sous forme globulaire ou allongée et contiennent essentiellement de l'austénite à l'état initial. Elles percolent dans le matériau, ce qui fait que ces zones ne peuvent pas être rigoureusement traitées comme des inclusions ;*
- ⋆ *l'acier n'est pas texturé ;*
- ⋆ *le paramètre de maille de l'austénite résiduelle vaut 0.3612 nm, ce qui permet d'évaluer sa teneur en carbone à 1.18 %wt ;*
- ⋆ *le paramètre de maille de la ferrite vaut 0.2682 nm ;*
- ⋆ *le pourcentage initial d'austénite résiduelle est d'environ 13.5 % ;*
- ⋆ *il y a un effet de forme et de taille pour les grains d'austénite résiduelle au regard de leur transformation en martensite lors de la sollicitation mécanique.*

Conclusion des essais mécaniques

Comme nous l'avons constaté tout au long de ce chapitre, l'acier TRIP 800 possède de hautes propriétés mécaniques. L'intêret de sa substitution aux aciers Dual Phase traditionnels pour certaines applications réside dans sa grande limite d'élasticité, une résistance mécanique et un allongement réparti bien supérieurs. Sa formabilité améliorée (l'écart plastique $Rm/Rp_{0.2}$ vaut environ 1.70), tout comme ses capacités d'absorption d'énergie, le rendent particulièrement intéressant pour l'industrie automobile.

Le comportement statique du TRIP 800 a été caractérisé à travers des essais mécaniques simples. On a vu que le critère isotrope de Von Misès décrit convenablement le domaine initial d'élasticité de l'acier. Par contre, le comportement en plasticité du matériau ne peut pas se faire avec un critère isotrope de ce type ; le comportement du matériau est différent suivant le mode de sollicitation, en particulier pour des sollicitations de cisaillement où on enregistre la plus faible résistance mécanique. Cela pourrait s'expliquer par la sensibilité du comportement à la transformation de l'austénite résiduelle, transformation qui dépendrait à son tour du trajet de chargement. Le passage de la structure austénitique à la martensite se fait par glissements de plans cristallographiques (cisaillement et distorsion du réseau), glissements qui pourraient être influencés par les composantes du tenseur des contraintes macroscopique. On conclut qu'un critère d'écrouissage prenant en compte la transformation de phase serait mieux adapté pour décrire le comportement mécanique de notre acier.

Nous avons également mis en évidence une importante sensibilité du comportement à la température d'essai. Non seulement la limite d'élasticité mais aussi la ductilité, la résistance

mécanique et l'écrouissage du matériau changent avec la température. Il semble alors évident que la température doit avoir un effet de premier ordre sur l'efficacité de la transformation de l'austénite résiduelle en martensite lors de la déformation du matériau. Ce point sera éclairci dans le chapitre III de la thèse, où nous allons proposer une méthode de suivi quantitatif de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ et où nous allons mesurer quantitativement l'influence du mode et de la température de sollicitation sur la transformation martensitique.

L'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement de l'acier a été étudiée à travers des essais de traction à grande vitesse de sollicitation. Ils ont montré une augmentation significative de la limite d'élasticité et de la résistance mécanique avec la vitesse de déformation. Les résultats de ces essais pourraient servir de base de calcul aux ingénieurs de calcul du crash.

Le traitement thermique de bake hardening a une influence indéniable sur le comportement en traction simple. Globalement, il provoque une augmentation importante de la limite d'élasticité de l'acier. Réalisé après des grandes prédéformations, il induit une diminution de l'allongement réparti qui s'expliquerait par une stabilisation de l'austénite résiduelle. Cependant, l'impact du traitement thermique sur la ductilité du matériau est négligeable pour les applications industrielles envisagées.

Finalement, un rappel bibliographique portant sur la caractérisation de la tenue mécanique des points soudés et du comportement en fatigue des aciers TRIP a été donné. Pour un cycle de soudage standard, des essais d'arrachement ont montré que la résistance mécanique des points soudés en acier TRIP 800 (effort maximal d'arrachement en traction de 600 daN) est bien inférieure à celle d'un acier XES (1120 daN). Mais l'amélioration du cycle thermique de soudage permettrait d'améliorer sensiblement la résistance mécanique des points soudés.

Quant à la tenue en fatigue de l'acier TRIP 800, elle est supérieure à celle d'un acier DP 600. Comme de plus sa sensibilité au dépôt d'un revêtement est faible, cet acier pourrait aussi être utilisé pour fabriquer des pièces de liaison au sol.

Chapitre III

Étude de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ induite par la déformation

1 – Transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$: les méthodes de mesure 111

2 – Dosage magnétique de l'austénite résiduelle 113
2.1 – Méthode statique des mesures interrompues 117
2.2 – Dosage magnétique en continu 117

3 – Influence de l'état de contrainte et de la température sur la transformation 125
3.1 – Suivi in-situ de la transformation 125
3.2 – Stabilité mécanique et thermique de l'austénite résiduelle 129
3.3 – Bake hardening : influence sur la stabilité de l'austénite résiduelle 131

4 – Lois de transformation 133
4.1 – Bibliographie 133
4.2 – Un modèle à base thermodynamique 136
4.3 – Loi phénoménologique de transformation pour l'acier TRIP 800 139

5 – Conclusion 141

Chapitre III

Étude de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ induite par la déformation

Dans le chapitre II nous avons montré que le comportement mécanique de l'acier, en particulier sa courbe d'écrouissage, n'obéit pas à un critère isotrope comme celui de Von Misès. Plusieurs auteurs ont rapporté que, dans le cas des aciers TRIP multiphasés, le taux de martensite formée dépend du mode de sollicitation. Or, il est bien connu que la martensite est un élément microstructural durcissant et que son apparition au cours de la déformation augmente sensiblement la capacité d'écrouissage de ce type d'aciers. La sensibilité de la transformation de phase $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ par rapport au trajet de chargement plastique pourrait donc nous aider à expliquer pourquoi l'évolution en plasticité du TRIP 800 n'a pas pu être décrite correctement par le critère isotrope de Von Misès.

L'axe directeur de ce chapitre est la détermination de l'influence du trajet de chargement et de la température sur la transformation de phase $\gamma_r \rightarrow \alpha'$. Afin de réaliser des mesures quantitatives de la teneur d'austénite résiduelle, un moyen expérimental a été construit. Son principe de mesure exploite les propriétés magnétiques différentes des phases qui composent la microstructure TRIP. Les principaux atouts de ce dispositif expérimental sont la rapidité et la fiabilité des mesures, leur relative indépendance envers la texture. Cet appareil permet aussi de réaliser des dosages de phases in-situ lors des essais de traction simple à la température ambiante.

Finalement, nous allons proposer une loi qui décrit la transformation de l'austénite résiduelle en martensite au cours de la déformation plastique. Elle intègre l'influence de la triaxialité des contraintes et de la température sur la transformation de phase. Si le comportement des phases est connu, alors la loi de transformation peut être intégrée dans un modèle d'homogénéisation, ou, plus simplement, dans une loi des mélanges qui tient compte de la contribution relative des phases au comportement global du matériau.

1 – Transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$: méthodes de mesure

L'optimisation des microstructures TRIP pour les différentes opérations de mise en forme ou pour la tenue en crash doit passer par une meilleure compréhension des mécanismes qui gouvernent la transformation de phase. C'est pourquoi plusieurs auteurs ont proposé des modèles pour décrire la transformation en martensite de l'austénite résiduelle dans les deux régimes, S.A.M. et S.I.M. Cependant, ces approches sont principalement consacrées aux aciers TRIP inoxydables et, souvent, leurs prédictions sont valables pour la traction simple uniquement. Par exemple, les figures 89-(a) et 89-(b) illustrent la façon dont les cinétiques de la transformation martensitique dépendent de la forme du tenseur macroscopique des déformations dans le cas d'un acier inoxydable 304 et dans le cas d'un acier TRIP faiblement allié.

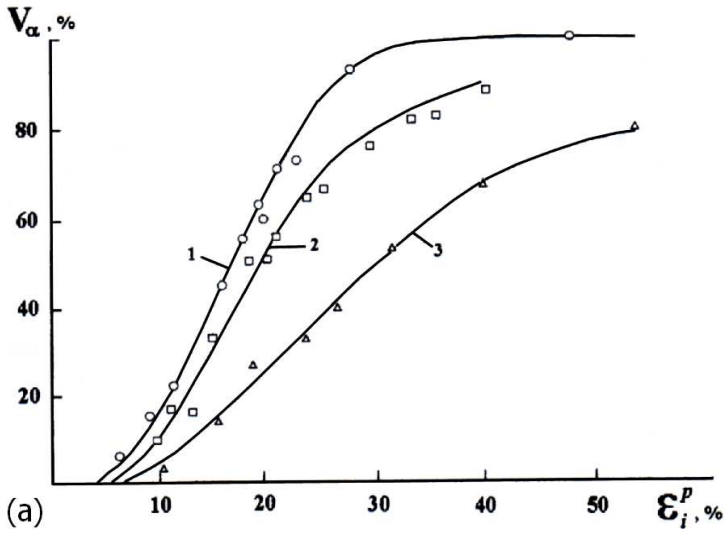
Parce que la stabilité de l'austénite résiduelle et la martensite jouent un rôle essentiel dans le comportement mécanique des aciers TRIP, il est indispensable de mesurer de façon quantitative l'évolution de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$, pour plusieurs trajets de chargement et pour différentes températures d'essai. Cela pourrait nous aider à expliquer la relative dépendance du comportement mécanique de l'acier TRIP 800 par rapport à la pression hydrostatique et sa forte sensibilité à la température de sollicitation.

La méthode la plus répandue pour le dosage des phases reste l'analyse par diffraction des rayons X [Jat80]. Dans le cas des aciers TRIP, l'utilisation de cette méthode pourrait poser quelques problèmes : les mesures sont réalisées en proche surface sur une profondeur de quelques μm. Si la répartition de l'austénite résiduelle dans la tôle n'est pas homogène, les mesures doivent être répétées afin d'avoir une bonne statistique. La faible dimension des grains d'austénite résiduelle pourrait augmenter l'incertitude des résultats. Lors du polissage il faut prendre des précautions particulières (polissage électrolytique) afin de ne pas écrouire la surface et créer artificiellement de la martensite.

Mais il existe d'autres méthodes de dosage de l'austénite résiduelle. Parmi elles, on peut citer la technique du dosage magnétique, la spectroscopie Mössbauer [LH86, Jac98] et la diffraction des neutrons [RAS+98, HHCP02]. Néanmoins, ces deux dernières utilisent des moyens expérimentaux spécifiques, rares d'accès et dont l'emploi est assez lourd. La technique du dosage magnétique de l'austénite résiduelle exploite les propriétés magnétiques à saturation[68] des phases. À cause de sa simplicité d'utilisation, elle a été retenue dans notre étude pour caractériser la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ lors de la sollicitation mécanique de l'acier TRIP 800. Dans le cadre de la thèse, nous avons donc développé un dispositif expérimental permettant de mesurer les cinétiques de la transformation martensitique lorsqu'on étudie le comportement mécanique des aciers dont la microstructure contient de l'austénite métastable.

Le lecteur intéressé pourra trouver dans les travaux menés par Zhao et coll. [ZDB+01] une comparaison critique entre les techniques de dosage de l'austénite habituellement utilisées (diffraction des rayons X, spectroscopie Mössbauer) et la méthode du dosage magnétique. Le principal avantage de cette dernière est sa rapidité. En outre, elle permet de réaliser des mesures volumiques, indépendantes de la texture, de l'austénite résiduelle.

[68] en 1907, Weiss [Wei07] a introduit la théorie des domaines pour expliquer la façon dont les forces atomiques engendrent le ferromagnétisme. Selon sa théorie, un matériau ferromagnétique est constitué de petits aimants ou domaines magnétiques. Dans un état démagnétisé, ces domaines sont orientés aléatoirement, de sorte que l'aimantation globale d'un échantillon ferromagnétique soit nulle. L'application d'un champ magnétique va changer la direction d'orientation des domaines, mais la valeur de leur aimantation reste inchangée. Si le champ appliqué est assez fort, tous les domaines seront orientés dans la même direction. L'induction intrinsèque du matériau, $B_s = B - H$ (où B est l'induction créée par le champ magnétique H), atteint une limite, communément appelée *induction à saturation* [Boz51]



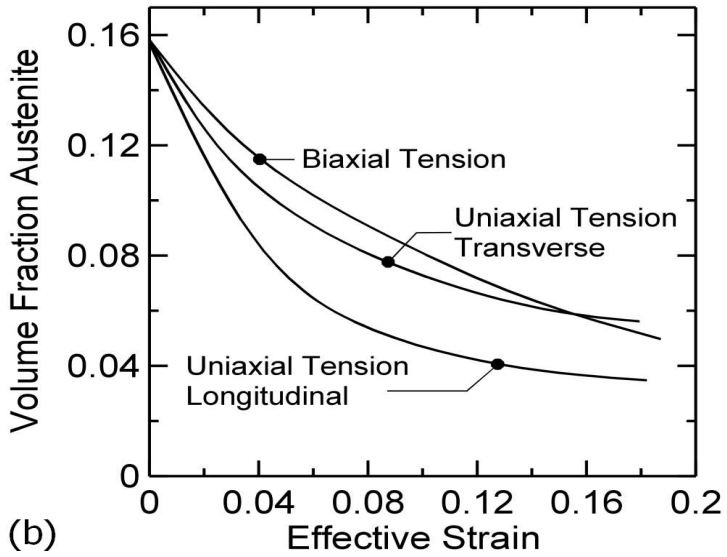


FIG. 89 – Cinétiques de transformation de l'austénite (a) dans un acier TRIP inoxydable 304 (18Cr-10Ni) sollicité en (1) traction simple, (2) torsion, (3) compression [LK00] et (b) dans un acier TRIP 0.19C-1.63Si-1.59Mn [SSM02]

2 – Dosage magnétique de l'austénite résiduelle

La transformation martensitique induite lors des sollicitations mécaniques améliore la capacité de déformation des aciers inoxydables [ZPFB67] et des aciers THLE dont la microstructure contient des îlots d'austénite résiduelle [HOCT89]. Pour ces matériaux, l'effet composite, couplé à l'effet TRIP, contribue à augmenter l'écrouissage du matériau et à retarder la striction lors d'un essai de traction simple [JFMD01, Bha02].

La stabilité de l'austénite résiduelle contrôle sa transformation en martensite et a une forte influence sur le comportement mécanique de l'acier. Les principaux paramètres qui règlent la stabilité de cette phase sont sa composition chimique et, en particulier, sa teneur en carbone, la taille de grain, la température et l'état local des contraintes. Dans le cadre de la thèse, nous avons donc développé un dispositif expérimental permettant de mesurer les cinétiques de la transformation martensitique lorsqu'on étudie le comportement mécanique des aciers qui contiennent de l'austénite métastable.

Du point de vue de la physique la transformation de l'austénite résiduelle en martensite correspond à une transformation de type *phase paramagnétique* $\gamma_r \rightarrow$ *phase ferromagnétique* α'. Nous avons mesuré la transformation avec un dispositif de dosage magnétique spécialement conçu à cet effet. Deux techniques sont proposées :

1. le dosage magnétique interrompu permet de déterminer les cinétiques de transformation à partir des éprouvettes sollicitées à différents niveaux de déformation. Avec cette méthode nous pouvons étudier l'influence du trajet de chargement et de la température sur la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$. Elle a cependant l'inconvénient d'être destructive, plusieurs éprouvettes sont nécessaires à l'obtention des cinétiques de transformation ;
2. le dosage magnétique continu ou in-situ lors d'un essai de traction simple. La méthode est très rapide (temps de mesure d'environ 5 minutes) mais elle est limitée à ce seul mode de sollicitation et à la seule température ambiante.

Le schéma du dispositif expérimental correspondant aux deux méthodes de dosage magnétique est illustré sur la figure 90-(a), pour la méthode statique, et sur la figure 90-(b), pour le dosage en continu, respectivement. Une alimentation stabilisée (min. 15 A) génère un courant électrique dans les électro-aimants (1) qui crée un champ magnétique constant ($H \sim 2$ T) dans la zone de mesure. Un état magnétique à saturation est induit dans l'échantillon positionné à l'intérieur de la bobine de mesure (2).

Pour les mesures de dosage magnétique, nous avons eu besoin d'un échantillon de référence ayant la même composition chimique et la même microstructure que le matériau étudié, mais qui ne contienne pas d'austénite résiduelle, i.e. un matériau entièrement ferromagnétique. Dans le cas de l'acier TRIP 800, cet échantillon de référence est obtenu en appliquant à l'acier un revenu à 500 °C pendant 4 heures, suivi d'une trempe à l'azote liquide. Les figures 91-(a) et 91-(b) révèlent la microstructure de cet acier "dual phase" en microscopie optique et après des analyses au FEG-MEB : l'austénite résiduelle a disparu et la microstructure est composée de ferrite α, de martensite α' et des carbures. Des mesures par diffraction de neutrons ont confirmé la transformation complète de l'austénite résiduelle après le traitement thermique. Les résultats de la caractérisation du comportement mécanique de l'acier "dual phase" sont donnés en annexe C.

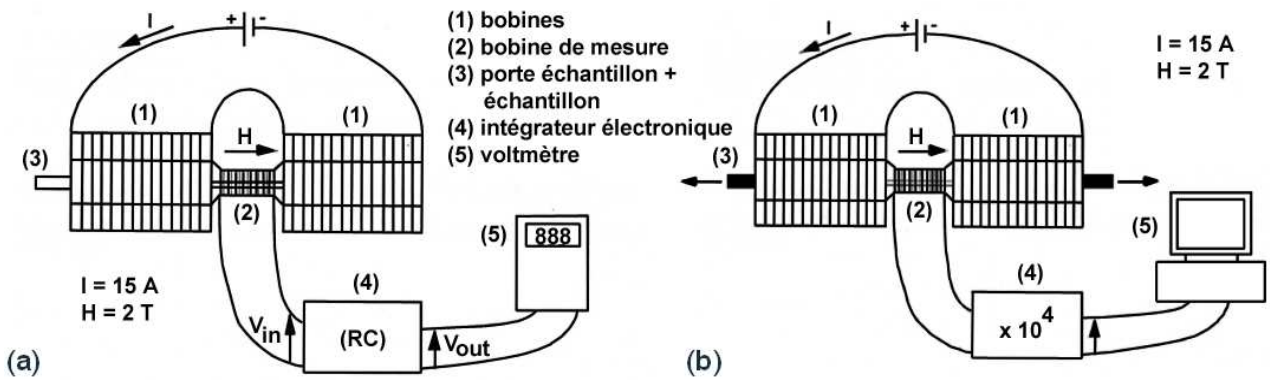


FIG. 90 – Schémas des dispositifs de dosage magnétique (a) statique et (b) utilisé pour les mesures in-situ lors d'un essai de traction simple à la température ambiante

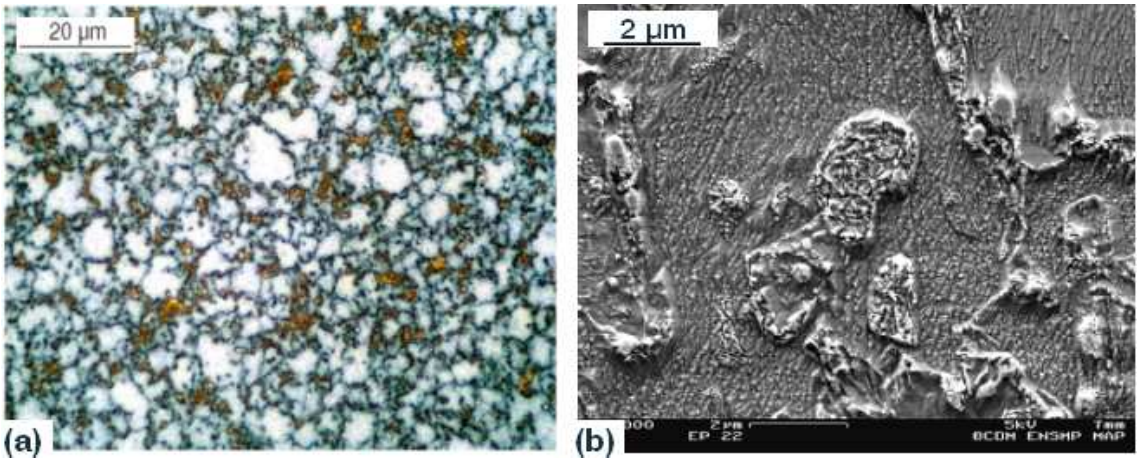


FIG. 91 – Micrographies de l'acier "dual phase" de référence. Images obtenues en microscopie optique (a) et au FEG-MEB (b). Après le traitement thermique, l'austénite résiduelle a disparu de la microstructure, formée maintenant de ferrite, de martensite et des carbures

Afin d'obtenir les cinétiques de transformation par la méthode des dosages interrompus, plusieurs éprouvettes ont été déformées à différents taux pour chaque mode de sollicitation dont on veut mesurer la cinétique de transformation de l'austénite résiduelle. Les échantillons de dosage magnétique sont ensuite prélevés dans ces éprouvettes. Dans le cas du TRIP 800, il a été montré [Rad01] que, pour satisfaire aux conditions à saturation, le ratio *longueur échantillon/longueur bobine de mesure* doit être supérieur à 4 et que, lors du dosage magnétique, la bobine de mesure doit être aussi près que possible de l'échantillon ou de l'éprouvette[69]. Si les conditions géométriques spécifiées ci-dessus sont satisfaites, les mesures sont indépendantes de la section transversale de l'échantillon ou de l'éprouvette qui peut être aussi bien rectangulaire que circulaire [Rad01]. Le tableau 17 donne les caractéristiques des bobines de mesure utilisées pour le dosage statique et pour le dosage continu, respectivement.

bobine	**longueur**	**largeur**	**épaisseur**	**nombre de spires (N)**
dos. stat. (C_1)	10	6	1.5	532
dos. cont. (C_2)	15	20	3	500

TAB. 17 – Dimensions (en mm) des bobines de mesure utilisées pour le dosage statique (C_1) et pour le dosage continu (C_2)

Avec les caractéristiques géométriques des bobines de mesure données par le tableau 17, la taille minimale des échantillons de dosage magnétique interrompu pour que les conditions à saturation soient satisfaites est de 50x6x1.35 mm^3 (voir figure 92). La partie utile de l'éprouvette de traction in-situ, i.e. de l'éprouvette utilisée pour le dosage magnétique continu, a été, elle aussi, calculée afin de respecter ces conditions.

[69]à cause de la dimension des têtes de l'éprouvette de traction simple, la bobine de mesure utilisée pour le dosage magnétique en continu n'a pas les mêmes caractéristiques que la bobine de mesure utilisée pour les dosages interrompus

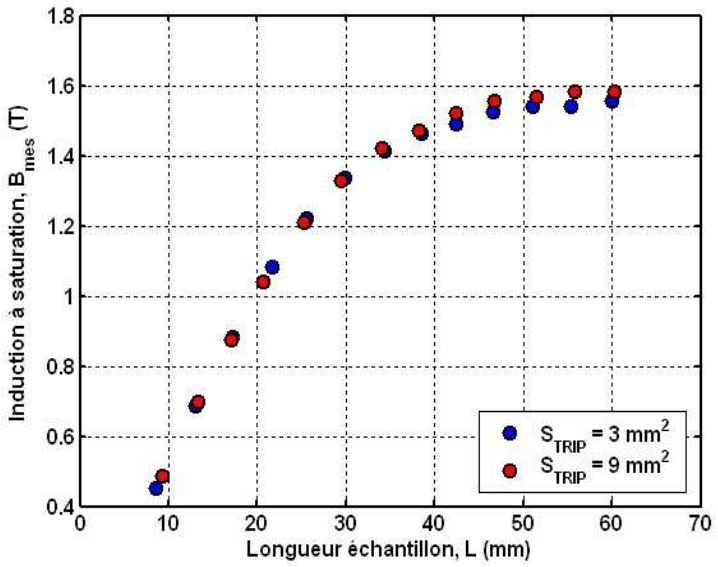


FIG. 92 – L'échantillon de dosage magnétique doit avoir une longueur minimum (env. 50 mm) afin de satisfaire les conditions "à saturation" remplies sur le palier des courbes. En utilisant les bobines de mesure C_1 et C_2, l'influence de la section transversale de l'échantillon sur la valeur de l'induction à saturation B_{mes} est négligeable

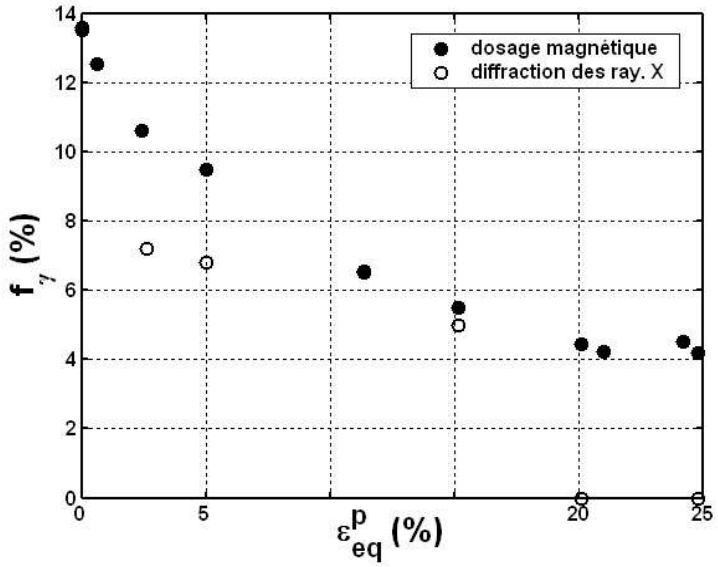


FIG. 93 – Cinétiques de transformation obtenues par diffraction des rayons X et par la méthode de dosage magnétique statique. On observe que l'estimation d'une quantité d'austénite résiduelle inférieure à 5 % par diffraction des rayons X est délicate à réaliser. ε^p_{eq} représente la déformation plastique équivalente, ici calculée au sens de Von Misès

2.1 – Méthode statique des mesures interrompues

Afin de déterminer la cinétique de transformation pour un mode de sollicitation donné, la méthode requiert des échantillons déformés à différents taux suivant le trajet de chargement respectif.

À l'instant initial, l'échantillon est placé à l'intérieur de la bobine de mesure (2), figure 90-(a), dans un champ magnétique constant H qui induit un état magnétique à saturation dans l'échantillon (3). Lors de l'extraction rapide (t<1 s) de l'échantillon en dehors du champ magnétique, maintenu constant jusqu'à la fin de la mesure, la variation $\Delta\phi$ du flux magnétique génère un courant e_{in} dans la bobine de mesure (2). En intégrant ce courant, un signal e_{out} proportionnel à $\Delta\phi$ est obtenu, eq. 1. Cette étape est réalisée par l'intégrateur (4). Le voltmètre (5) affiche la valeur intégrée du courant généré dans la bobine de mesure.

La limite inférieure de l'étape d'intégration correspond à l'état initial, ϕ_0, où l'échantillon se trouve à l'intérieur de la bobine de mesure, dans le champ magnétique constant H. La borne supérieure correspond à l'état final, ϕ_f, où l'échantillon est en dehors du champ magnétique H.

$$e_{in} = -\frac{d\phi}{dt} \quad , \quad e_{out} = \frac{1}{RC}\int_0^t e_{in}dt^* = -\frac{\Delta\phi}{RC} \tag{1}$$

$$\Delta\phi = \phi_f - \phi_0 \quad , \quad \phi_f = 0 \quad \text{et} \quad \phi_0 = N \cdot B_{mes} \cdot S \tag{2}$$

En utilisant les équations 1 et 2, l'induction à saturation de l'échantillon TRIP est calculée avec la relation

$$B_{mes} = \frac{RC \cdot e_{out}}{N \cdot S} \tag{3}$$

où $RC = 1.91 \cdot 10^{-3}$ s est la constante d'intégration déterminée indépendamment et S la section transversale de l'échantillon.

Suivant la loi des mélanges, l'induction à saturation B_{mes} de l'échantillon est la somme des inductions à saturation de la matrice ferritique et de la martensite (soit l'induction B_{sat} de l'échantillon de référence) et de l'austénite résiduelle B_γ, chacune multipliée par la fraction volumique de la phase correspondante, eq. 4. Pour chaque niveau de déformation, la fraction volumique de phase ferromagnétique, f_{ferr}, composée de ferrite (α) et de martensite (α') et par conséquent, la fraction volumique de l'austénite résiduelle, f_γ, du même échantillon sont calculées en utilisant l'équation 5.

$$B_{mes} = f_{ferr} \cdot B_{sat} + f_\gamma \cdot B_\gamma \quad , \quad B_{sat} = 1.938\ T \quad , \quad B_\gamma = 0 \tag{4}$$

$$f_{ferr} = \frac{B_{mes}}{B_{sat}} \quad , \quad f_\gamma = 1 - f_{ferr} \tag{5}$$

La figure 93 montre les cinétiques de transformation en traction simple de l'acier TRIP 800 obtenues par des mesures de diffraction des rayons X et par des mesures interrompues de dosage magnétique. Les analyses par diffraction des rayons X ont été réalisées à 20 μm sous la surface de la tôle (polissage électrolytique), en utilisant une anticathode en chrome. Les raies {200} et {220} de la ferrite et de l'austénite ont été utilisées pour calculer la fraction volumique de l'austénite résiduelle. Nous constatons qu'avec la méthode classique de diffraction des rayons X, on peut difficilement mesurer des quantités d'austénite résiduelle inférieures à 5 % (pour des niveaux de déformation supérieurs à 20 %, une méthode de déconvolution de la texture devrait être utilisée).

2.2 – Dosage magnétique en continu

Une façon non-destructive et très rapide de déterminer la cinétique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ est de réaliser les mesures de dosage magnétique pendant l'essai de traction. Le montage de dosage interrompu a été adapté pour supporter des essais de traction in-situ à une vitesse d'allongement constante de 10^{-3} s^{-1}, figure 90-(b). Une seule éprouvette suffit pour obtenir la cinétique de transformation de l'acier en traction simple.

Des mesures de dosage magnétique in-situ ont déjà été réalisées sur les aciers TRIP inoxydables, voir, par exemple, Lecroisey et Pineau [LP72], Abrassart [Abr73]. Quand il s'agit des aciers TRIP faiblement alliés, la faible quantité d'austénite résiduelle (<15 %) rend ces mesures particulièrement délicates. En effet, le courant généré dans la bobine de mesure (2) par la variation du flux magnétique lors de la déformation plastique de l'éprouvette est très faible. Un amplificateur de signal (x10^4) remplace l'intégrateur(4) utilisé pour des dosages interrompus et un PC d'acquisition remplace le voltmètre (5), figure 90-(b). Le traitement numérique du signal amplifié e permet de déterminer la fraction volumique de martensite formée lorsque l'éprouvette est déformée en traction simple.

Lors des dosages in-situ l'éprouvette est sollicitée à l'intérieur de la bobine de mesure sous un champ magnétique constant, assez fort pour que l'état magnétique à saturation soit induit dans le matériau[70]. Pendant la déformation, la variation $d\phi$ du flux magnétique résulte de deux contributions opposées, à savoir, la variation dS de la section et le changement dB_{tr} de l'induction à saturation B_{mes} de l'éprouvette, changement dû à la formation de la martensite, i.e. la formation d'une phase ferromagnétique, eq. 6.

$$e = -\frac{d\phi}{dt} = -N\cdot(\frac{dB_{mes}}{dt}\cdot S + B_{mes}\cdot\frac{dS}{dt}) \tag{6}$$

Dans ce qui suit, $f_{ferr} \equiv f_{ferr|\varepsilon^p=0} = constant$ représente la fraction volumique de phase ferromagnétique (composée de ferrite et de martensite), déterminée soit par dosage magnétique statique, soit par diffraction des rayons X et $f_{\alpha',f} \equiv f_{\alpha',f|\varepsilon^p}$ est la fraction volumique de martensite formée lorsque le niveau de déformation ε^p est atteint.

Comme $B_\gamma = 0$ (car l'austénite est une phase paramagnétique), alors à n'importe quel niveau de déformation plastique, l'induction à saturation B_{mes} du matériau est la somme de l'induction à saturation initiale de la matrice ferritique et de la martensite (égale à $f_{ferr} \cdot B_{sat} = constant$) et de l'induction à saturation de la martensite fraîchement formée (égale à $f_{\alpha',f} \cdot B_{sat}$). Durant la déformation plastique, la variation dB_{mes} de l'induction à saturation de l'éprouvette est uniquement provoquée par la variation de l'induction à saturation correspondant à la formation de la martensite induite par cette déformation plastique. Dans l'équation 6, nous pouvons écrire que $dB_{mes} = df_{\alpha',f} \cdot B_{sat}$. On a :

$$e = -N\cdot(\frac{df_{\alpha',f}}{dt}\cdot S + f_{\alpha',f}\cdot\frac{dS}{dt})\cdot B_{sat} \tag{7}$$

À chaque pas de temps i pendant l'essai de traction, $f_{\alpha',f|i}$ est obtenue en intégrant numériquement l'équation 7 :

$$f_{\alpha',f|i} = \frac{1}{2 - S_{i-1}/S_i}\cdot(f_{\alpha',f|i-1} - \frac{t_i - t_{i-1}}{N\cdot B_{sat}}\cdot\frac{e_i}{S_i}) \tag{8}$$

La fraction volumique de l'austénite résiduelle est donnée par la relation :

$$f_{\gamma|i} = (1 - f_{ferr}) - f_{\alpha',f|i} \tag{9}$$

2.2.1 – Précision des mesures magnétiques

Pour les mesures de dosage in-situ, la longueur initiale de la partie utile de l'éprouvette a la même dimension que les échantillons utilisés pour le dosage statique, soit 50 mm. Nous avons vérifié qu'il n'y a pas d'effets de bord induits par la proximité des têtes de l'éprouvette.

[70] il a été montré [GE00] que des faibles champs magnétiques, inférieurs à 10 T, ne modifient pas la température M_s et les conditions de la transformation martensitique

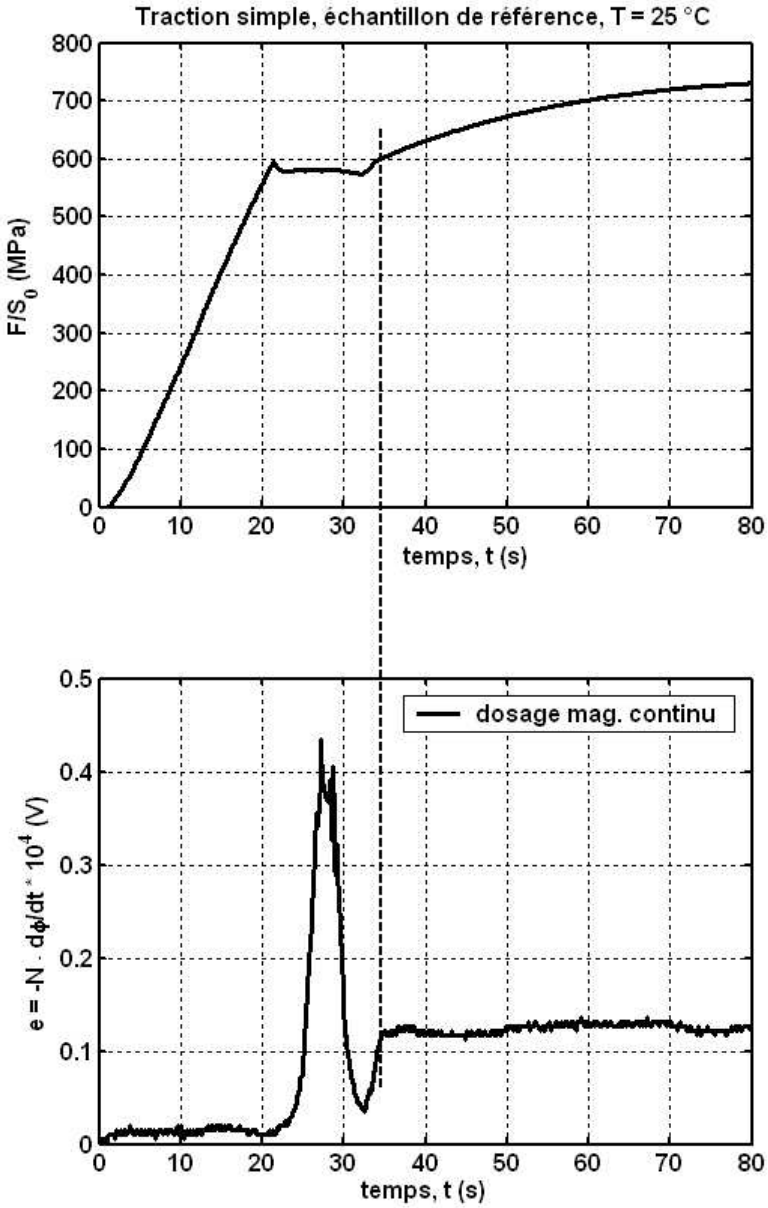


FIG. 94 – Analyse de dosage magnétique in-situ sur l'acier "dual-phase" : (a) courbe de l'essai de traction ; (b) illustration du signal correspondant à la variation du flux magnétique dans la bobine de mesure

Le dispositif de dosage magnétique en continu ne permet pas de mesurer simultanément la variation de la section (ou la déformation) et le flux magnétique lors d'un essai de traction. Il a été vérifié [Rad01] (en écartant temporairement le dispositif de dosage magnétique et en réalisant des essais de traction, cette fois avec extensomètre, sur des éprouvettes de traction ayant la même géométrie et en respectant les mêmes conditions d'essai) que la variation de la section et donc, de la déformation plastique, est une fonction linéaire du temps t. Par conséquent, la section et l'allongement plastique au pas de temps i (équation 8) ont été obtenues par interpolation linéaire des valeurs initiales et finales de la section et de l'allongement plastique[71] avec les valeurs du temps (t_i) de l'essai correspondant.

Des mesures par diffraction de neutrons sur l'échantillon de référence ont montré que l'austénite résiduelle s'est complètement transformée en martensite après le traitement thermique de revenu à 500 °C, suivi d'une trempe à l'azote liquide. La valeur de l'induction à saturation de cet échantillon de référence a été mesurée par dosage magnétique, elle vaut $B_{sat} = 1.938$ T. Sur la figure 94-(b) on remarque que, après le pic correspondant au plateau de Lüders (mouvements des dislocations sur toute la longueur utile de l'éprouvette), visible sur la figure 94-(a), le signal e est constant lors de la déformation plastique de l'échantillon de référence, ce qui confirme que $B_{sat} = constant$ et que l'austénite résiduelle a complètement disparu de la microstructure de l'acier.

Il faut noter que lors de mesures magnétiques, l'éprouvette ou l'échantillon doit être parfaitement aligné dans la direction du champ magnétique. L'incertitude sur les mesures de dosage magnétique est de maximum ±1 % [Rad01], mais les résultats sont très sensibles à la mesure de la section S, ici réalisée avec un pied à coulisse[72]. Si la rectitude de l'échantillon n'est pas bonne, alors la mesure de la section ne sera pas exacte. Une attention particulière a donc été portée à la mesure de la section.

2.2.2 – Validation de la technique

Les inductions à saturation du fer pur et du nickel pur ont été mesurées par la méthode du dosage magnétique statique et ce, en utilisant les deux bobines de mesure. Les mêmes résultats ont été obtenus, 2.15 T (C_1) et 2.146 T (C_2), respectivement, pour le fer pur et 0.61 T (C_1) et 0.607 T (C_2), respectivement, pour le nickel pur. Comparée aux valeurs théoriques, 2.15 T pour le fer pur et 0.61 T, respectivement, pour le nickel pur, la différence est inférieure à 0.5 %, ce qui prouve la validité des résultats de dosage magnétique statique.

Les bobines de mesure n'ont pas les mêmes caractéristiques géométriques. Ainsi, l'espace libre situé entre l'éprouvette et les parois de la bobine pourrait influencer les résultats et induire des erreurs de mesure. Afin de vérifier cette possibilité, nous avons mesuré l'induction à saturation B_{mes} de deux échantillons TRIP 800 non-déformés ayant des sections transversales différentes, $S = 3$ mm^2 et $S = 9$ mm^2. La valeur B_{mes} de l'induction à saturation est la même non seulement pour les deux échantillons, figure 92, mais aussi pour les deux bobines de mesure [Rad01]. Nous avons donc pu conclure que, avec la géométrie des bobines de mesure telle qu'elle est donnée dans le tableau 17, l'air libre situé dans cet espace n'a pas d'influence sur les mesures magnétiques. Comme nous allons le voir plus loin dans ce paragraphe, les résultats de dosage magnétique montrent une bonne reproductibilité.

2.2.3 – Application

Nous avons voulu tester la technique du dosage magnétique in-situ sur deux aciers TRIP différents : un acier 301 inoxydable (0.02C-2Mn-1Si-18Cr-7Ni-0.045P-0.03S en %wt) qui, lors de la déformation plastique présente un fort effet TRIP et sur l'acier TRIP 800 de notre étude.

[71] ces valeurs ont systématiquement été mesurées avant et après l'essai de traction

[72] la section transversale S de l'éprouvette représente la moyenne des sections mesurées en 5 points sur la partie utile de l'éprouvette

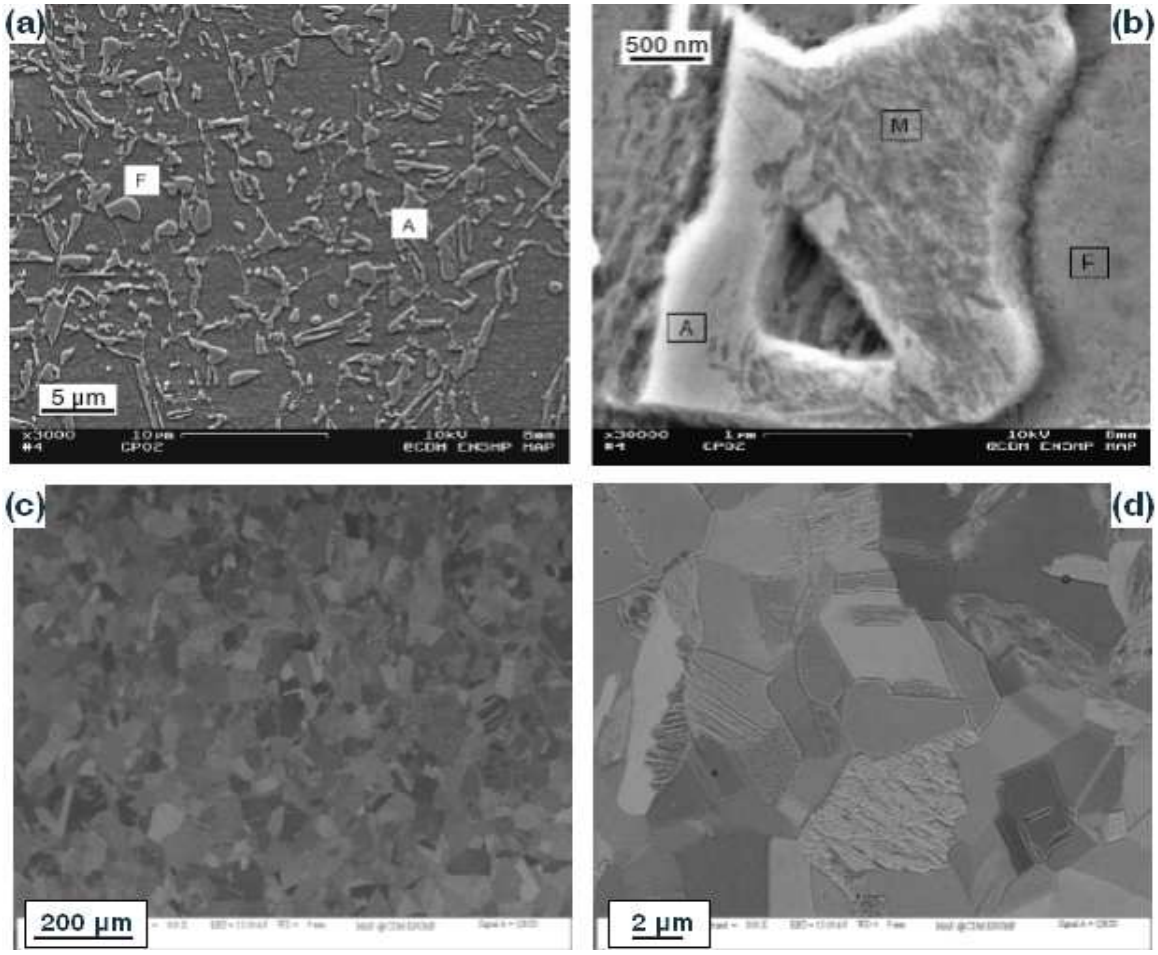


FIG. 95 – Micrographies FEG-MEB : (a) vue globale de la microstructure de l'acier TRIP 800 ; (b) formation de la martensite dans l'ancien grain d'austénite résiduelle lors de la déformation plastique ; (c)-(d) microstructure à différents grossissements de l'acier 301 inoxydable dans l'état non-déformé

Les micrographies de la figure 95 donnent un aperçu des microstructures des deux aciers. La taille de grain moyenne de l'austénite est de 20 μm pour l'acier 301 dont la microstructure à l'état non-déformé est composée uniquement d'austénite metastable. Sa transformation en martensite lors de la déformation plastique de l'éprouvette provoque un important effet TRIP visible sur la courbe de l'essai de traction. La microstructure multiphasée de l'acier TRIP 800 est beaucoup plus fine. La taille de grain de la ferrite est de 5-10 μm, tandis que celle de l'austénite résiduelle ne dépasse pas 1-2 μm. La figure 95-(b) montre un grain d'austénite résiduelle partiellement transformé en martensite après 10 % de déformation plastique.

Les résultats des mesures de dosage magnétique sont montrés sur la figure 96 pour l'acier 301 et sur la figure 97, respectivement, pour l'acier TRIP 800. Dans les deux cas, on remarque la concordance entre les mesures de dosage interrompues et les mesures de dosage in-situ. La méthode du dosage magnétique continu est donc parfaitement valable et représente un moyen puissant et rapide pour déterminer les cinétiques de transformation de l'austénite dans les aciers TRIP, lors des sollicitations de traction simple à la température ambiante.

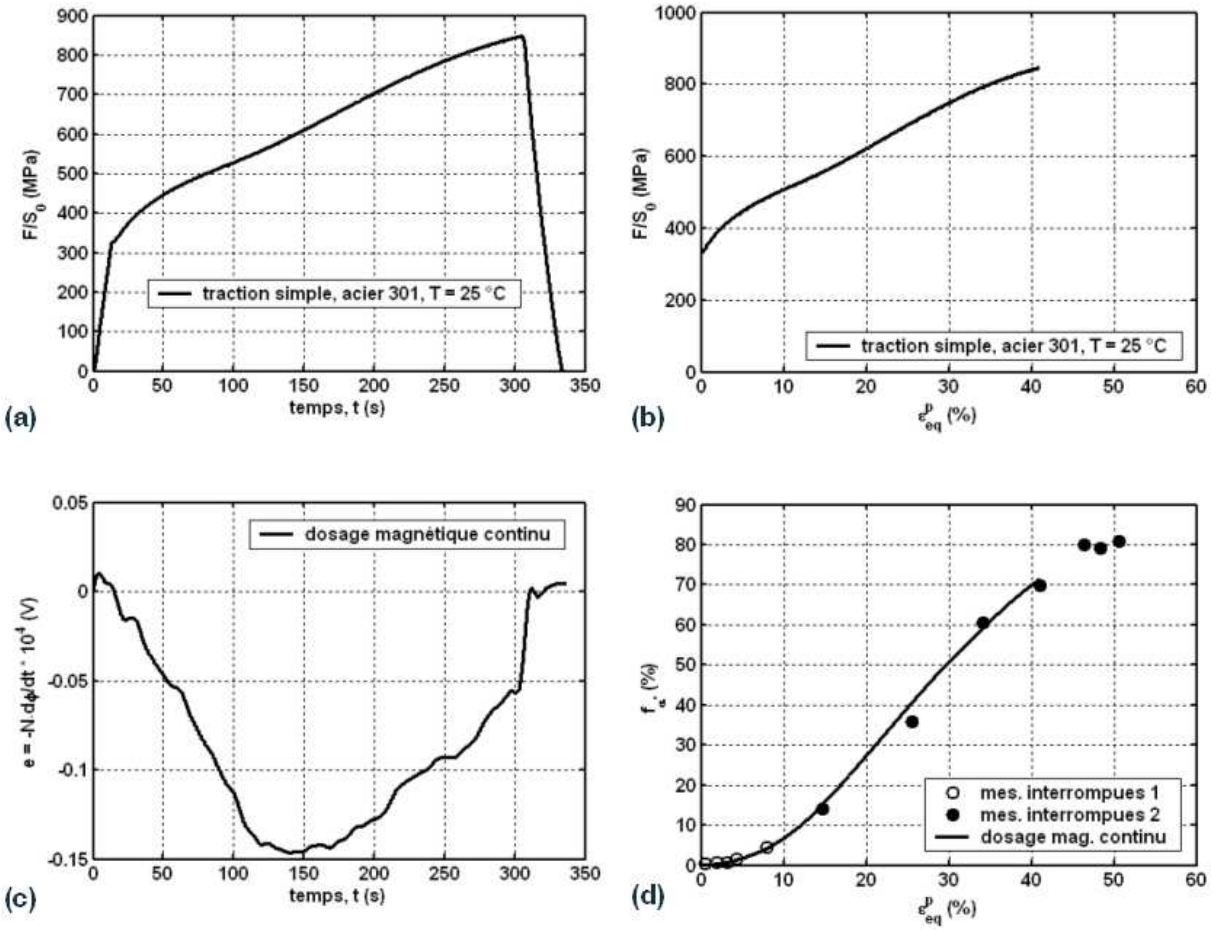


FIG. 96 – (a)-(b) Courbes de traction de l'acier 301 ; (c) Signal correspondant à la variation du flux magnétique lors de l'essai de traction ; (d) Cinétique de transformation de l'acier 301 obtenue par des mesures magnétiques in-situ. Comparaison avec la cinétique issue des dosages magnétiques interrompus

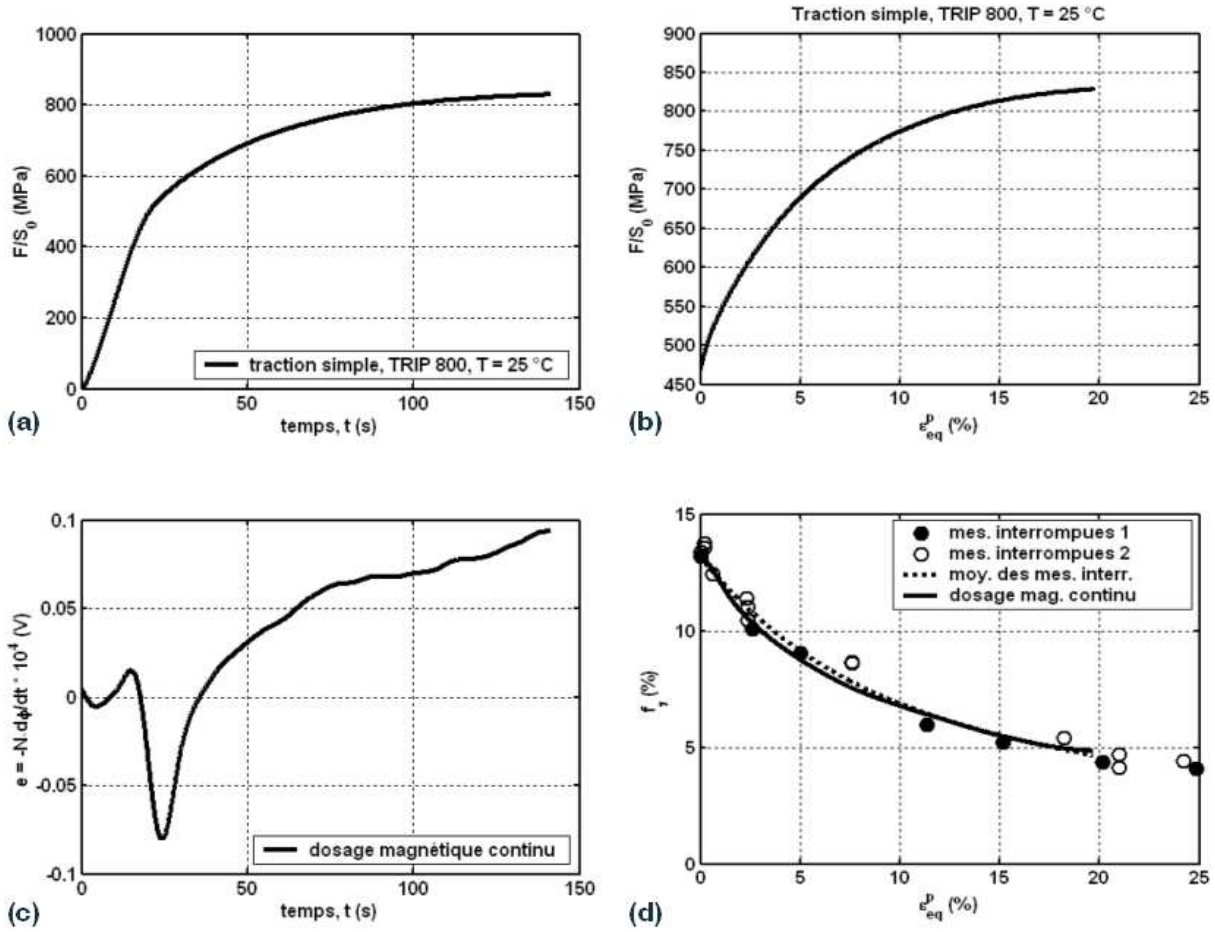


FIG. 97 – (a)-(b) Courbes de traction de l'acier TRIP 800 ; (c) Signal correspondant à la variation du flux magnétique lors de l'essai de traction ; (d) Cinétique de transformation de l'acier TRIP 800 obtenue par des mesures magnétiques in-situ. Comparaison avec la cinétique issue des dosages magnétiques interrompus

3 – Influence de l'état de contrainte et de la température sur la transformation

3.1 – Suivi in-situ de la transformation

Nous avons essayé de suivre la transformation de phase lors de la déformation en traction simple de l'acier TRIP 800. La procédure appliquée est la suivante :

- ⋆ polissage mécanique (1 μm) de l'éprouvette, suivi d'une attaque au réactif Villela ;
- ⋆ visualisation au MEB des grains d'austénite résiduelle situés dans la zone proche d'une marque d'indentation ;
- ⋆ essai de traction à environ 8 % d'allongement plastique ;
- ⋆ attaque très légère au réactif Villela afin de révéler la martensite formée ;
- ⋆ visualisation au MEB des grains repérés à l'étape 2.

L'austénite résiduelle de l'acier contient environ 1.2 % de carbone. Pour de telles teneurs, la martensite formée lors de la transformation sera à son tour sur-saturée en carbone et aura une morphologie en plaquettes, comme indiqué sur la figure 98.

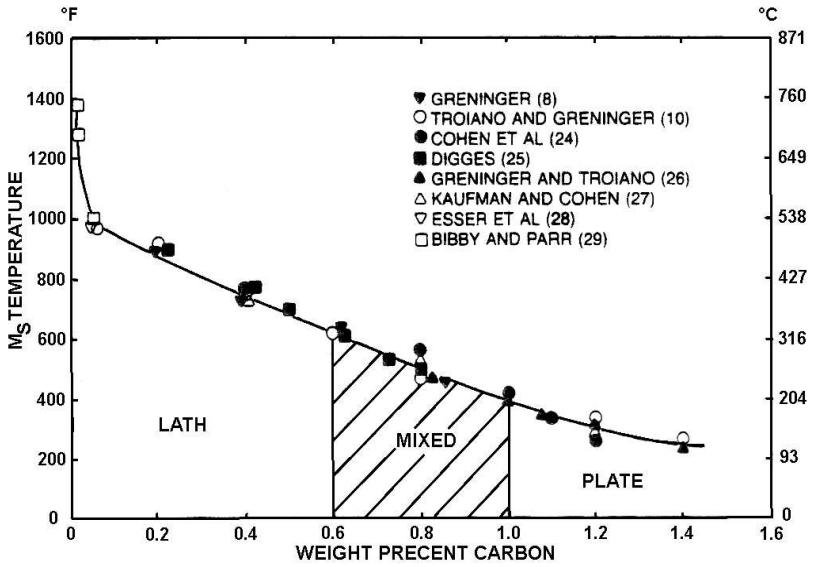


FIG. 98 – Morphologie de la martensite formée selon sa teneur en carbone [Kra01]

La faible taille des grains de l'austénite résiduelle rend difficile le suivi "in-situ" de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$. De plus, les grains que nous pouvons observer sont situés en surface, là où la transformation martensitique est beaucoup moins prononcée. Parmi les grains γ_r suivis, seuls ceux ayant une taille assez importante (>2 μm), qui sont donc les moins stables, se sont transformés lors de la déformation de l'éprouvette. La figure 99 montre le repérage dans la microstucture TRIP de la zone où se trouvent les grains d'austénite résiduelle que nous avons suivis. Après environ 8 % d'allongement plastique, le gros grain de phase γ_r s'est transformé en martensite, dont on remarque sur la figure 100 les plaquettes autoaccommodantes.

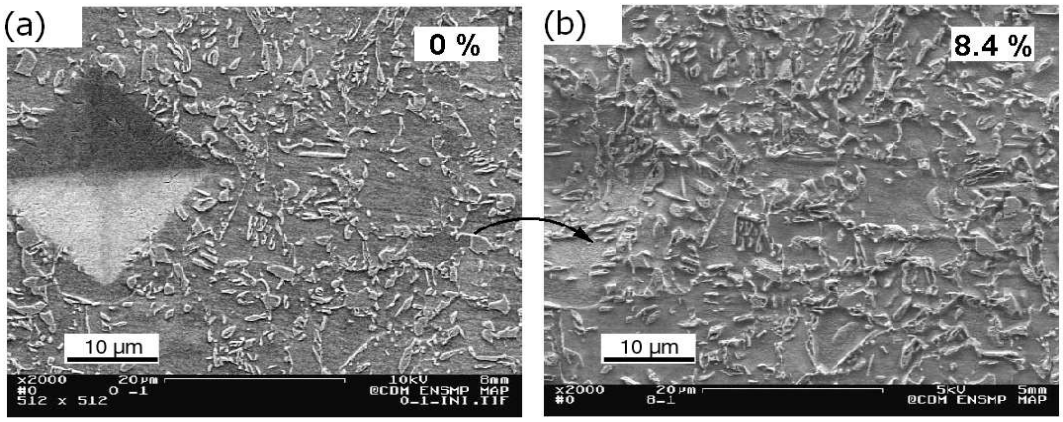


FIG. 99 – Micrographies MEB de la zone analysée : (a) état non-déformé ; (b) ∼ 8 % d'allongement plastique

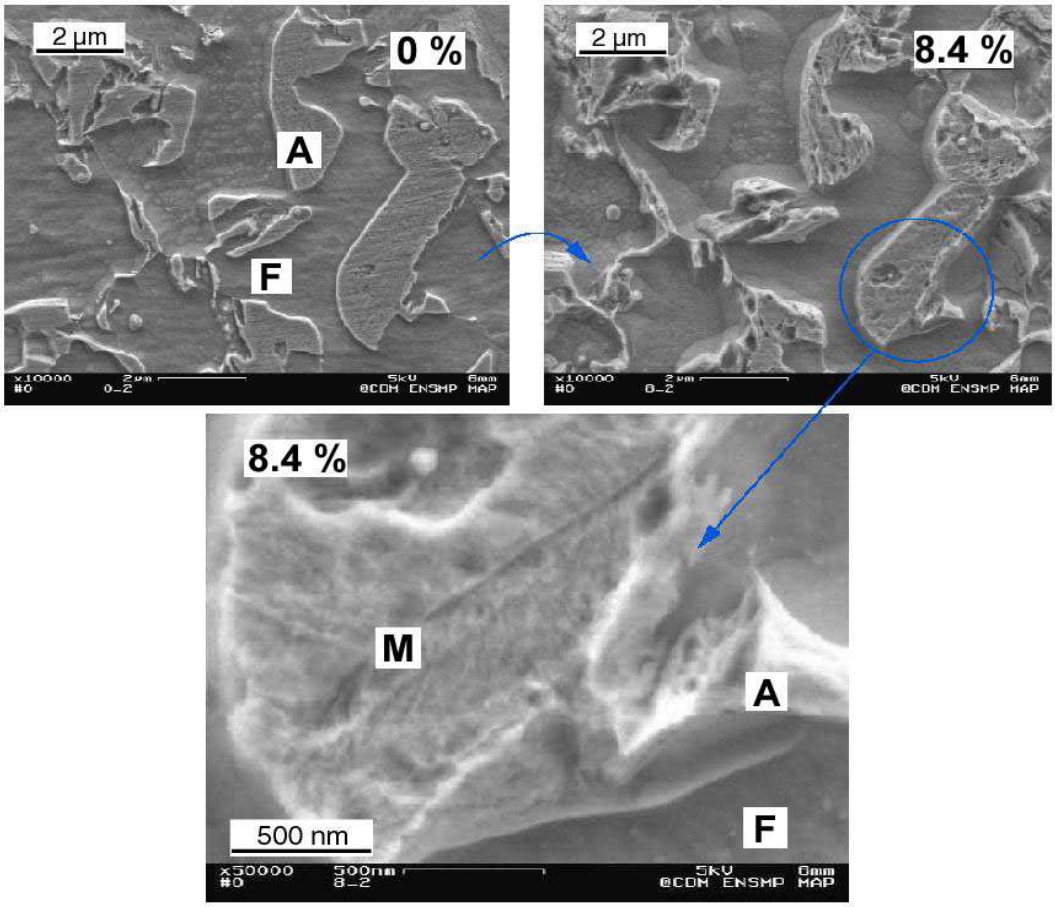
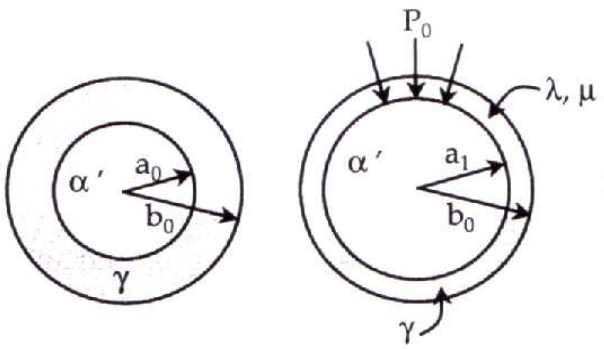


FIG. 100 – Formation de la martensite induite par la déformation dans l'ancien grain d'austénite résiduelle. On peut visualiser les plaquettes autoaccommodantes de la martensite formée. Images FEG-MEB

Les analyses au microscope électronique à balayage ont mis en évidence la répartition de l'austénite résiduelle au sein d'un composé MA. Les figures 102 et 103 montrent des images MEB de ces zones MA dans un acier TRIP. La martensite, située au centre du composé, se distingue nettement de l'austénite résiduelle, lisse et située à la périphérie. Le confinement de l'austénite résiduelle à la périphérie du composé peut s'expliquer par :

- ⋆ l'effet stabilisant du fort taux de carbone, plus élevé à l'interface entre la matrice et le composé qu'au centre du composé. Lors du maintien isotherme dans la région bainitique, il est clair que c'est d'abord l'extérieur des grains d'austénite résiduelle, éventuellement voisins des grains bainitiques, qui s'enrichissent en carbone. Les modèles métallurgiques prévoient en effet un gradient en carbone important au sein du composé d'austénite refroidi [BC71] ;
- ⋆ l'effet de confinement lors de la transformation. En considérant que la matrice est rigide et que la transformation martensitique se traduit par une dilatation volumique de 1 %, la pression imposée à l'austénite résiduelle est de l'ordre de 5500 MPa[73] (voir la figure 101). À de telles pressions, la température de début de transformation, M_s, pourrait chuter d'environ 200 °C [Rad62] ;
- ⋆ l'absence de germes ou, au contraire, par la présence de trop nombreux défauts dans l'austénite résiduelle.



$$P_0 = \frac{a_1/a_0 - 1}{1/a_0^{\,3} - 1/b_0^{\,3}} \cdot \left[\frac{3\lambda + 2\mu}{b_0^{\,3}} + \frac{4\mu}{a_1^{\,3}} \right]$$

FIG. 101 – Calcul analytique des contraintes induites dans l'austénite résiduelle par la transformation martensitique

L'expression de P_0 est obtenue à partir de l'équation d'équilibre en symétrie sphérique

$$(\lambda + \mu) \cdot \overrightarrow{grad}(div\,\overrightarrow{u}) + \mu \cdot \Delta\,\overrightarrow{u} = 0 \Leftrightarrow \left(u_{r,rr} + 2\frac{u_{r,r}}{r} - 2\frac{u_r}{r^2} \right) \times (2\lambda + \mu) = 0$$

et des conditions aux limites en déplacement : $u_r(r = a_0) = a_1 - a_0$ et $u_r(r = b_0) = 0$

[73] la valeur est probablement surestimée, car l'auto-accommodation de la martensite et la plastification de l'austénite sont négligées

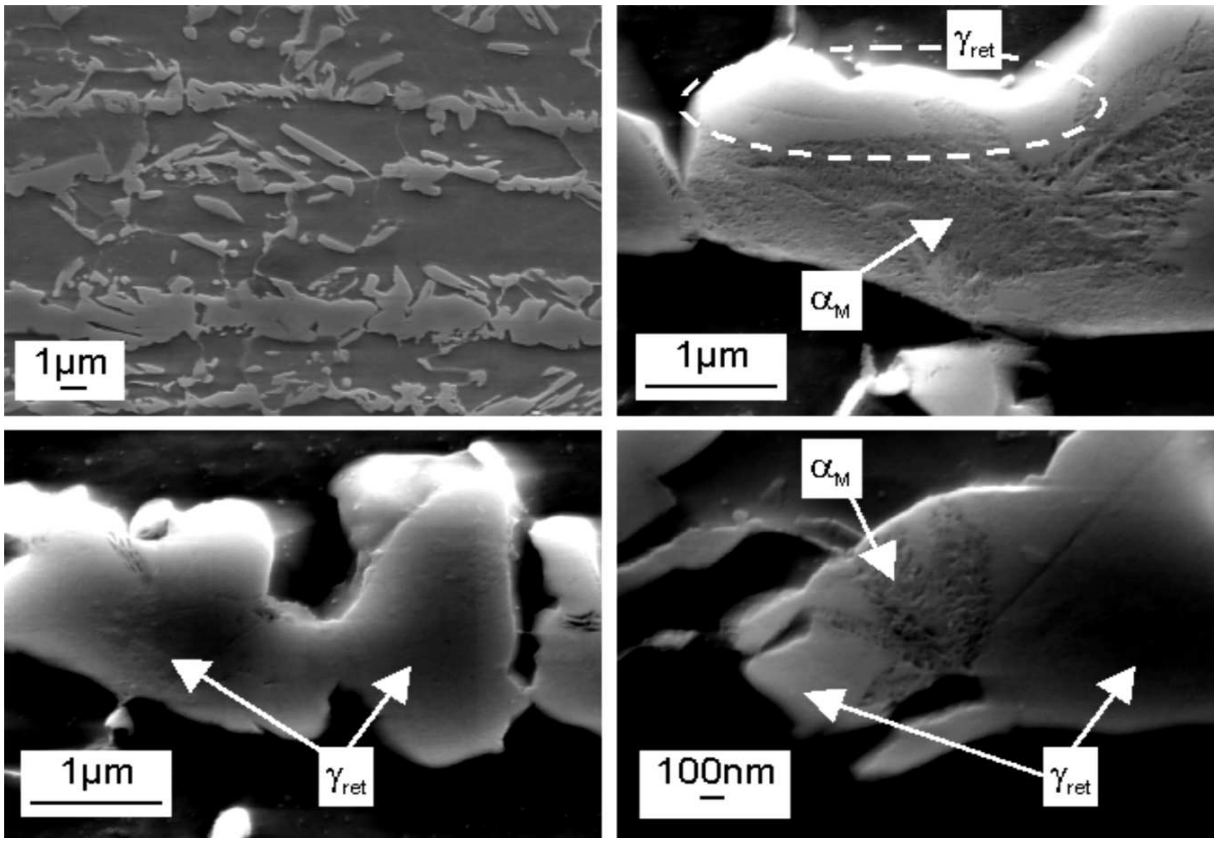


FIG. 102 – Micrographies MEB montrant que les bords des grains de l'austénite résiduelle sont très stables vis-à-vis de la transformation martensitique, acier TRIP 0.3C-1.5Mn-0.3Si-1.2Al [MJCV02]

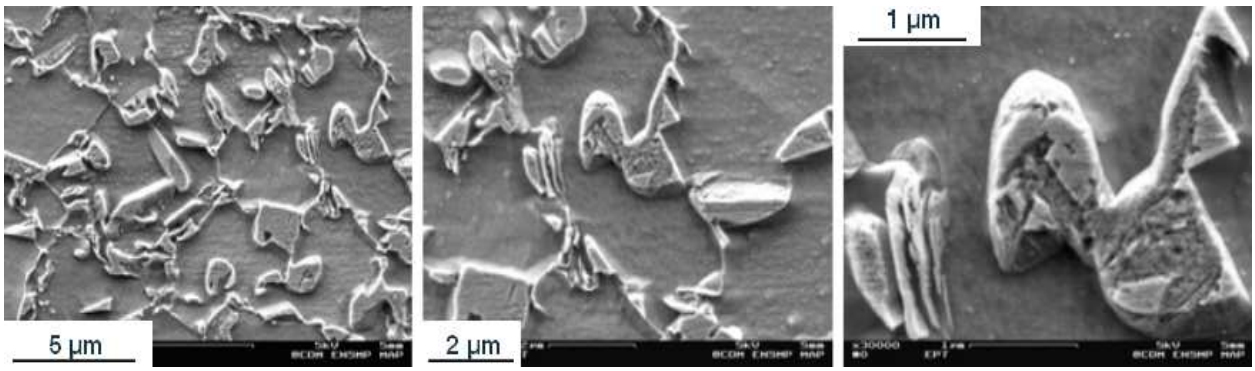


FIG. 103 – Illustration d'un grain d'austénite résiduelle dont les bords sont restés non-transformés après une déformation plastique d'envrion 10 % en traction simple. Micrographie FEG-MEB, acier TRIP 800

3.2 – Stabilité mécanique et thermique de l'austénite résiduelle

3.2.1 – Rappel sur la transformation martensitique

La formation de la martensite lors de la déformation plastique génère un écrouissage important de l'austénite résiduelle. Selon Jacques et al. [JFMD01], le durcissement de la phase γ_r par les dislocations créées lors de la formation des aiguilles de martensite est plus important que le durcissement de la ferrite induit par la dilatation et le cisaillement associé à la transformation martensitique. La capacité de déformation de l'acier est augmentée :

1. parce que l'endommagement est retardé par la relaxation des contraintes/déformations qui accompagne la transformation [SISK00] ;
2. car la transformation martensitique et la différence de dureté entre la ferrite et l'austénite résiduelle induisent des contraintes de compression dans la matrice, retardant ainsi l'ouverture et la propagation des micro-fissures [FKJ+02] ;
3. grâce au durcissement par la fôret de dislocations de la matrice ferritique [Ash66].

La transformation martensitique se traduit par l'augmentation du coefficient d'écrouissage du matériau. La dureté de la martensite à haute teneur en carbone, ainsi que celle de l'austénite résiduelle confèrent à l'acier une consolidation accrue lors des sollicitations mécaniques.

3.2.2 – Stabilité mécanique de l'austénite résiduelle

Dans le 2eme chapitre de la thèse nous avons vu que le comportement mécanique de l'acier ne peut pas être décrit par un seul critère isotrope. En effet, le comportement de l'acier en cisaillement est très différent de la réponse du matériau à d'autres modes de sollicitation.

Les différentes études de la littérature ont montré que, dans les aciers TRIP, la transformation martensitique dépend de la forme du tenseur des contraintes [SSM02, Fur03, TYH02, LK00]. Or, l'influence de la martensite induite par la déformation plastique sur le comportement mécanique est de premier ordre. Par conséquent, il est évident qu'une analyse quantitative de l'influence du trajet de chargement sur la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ doit être réalisée. Dans notre cas, ces mesures ont été effectuées à l'aide du dispositif de dosage magnétique statique.

Afin d'obtenir les cinétiques de transformation par la méthode magnétique statique, des éprouvettes ont été préalablement déformées suivant différentes conditions de sollicitation, allant du cisaillement simple ($\tau = 0$, $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = -1$) à l'expansion équibiaxiale ($\tau = 0.666$, $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 1$), en passant par la traction uniaxiale ($\tau = 0.333$, $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = -0.5$) et la traction plane ($\tau = 0.577$, $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 0$), où τ est la triaxialité des contraintes[74] et ε_i sont les déformations principales dans le plan de la tôle. Pour chaque trajet de chargement, plusieurs essais interrompus à différents niveaux de déformation plastique, ε^p_{eq} (exprimée dans le sens de Von Misès), ont été effectués. Puis, pour les dosages magnétiques, des échantillons parallellipipédiques (60 mm longueur × 6 mm largeur × 1.35 mm épaisseur) ont été découpés dans les éprouvettes.

Les résultats de ces mesures sont montrés sur la figure 104. Comme on pouvait s'y attendre, le taux de martensite formée augmente avec la triaxialité des contraintes. Pour les essais de cisaillement simple, où la triaxialité est égale à zéro ($\tau \sim 0$), la transformation est la moins prononcée. Cela explique pourquoi la courbe correspondant à la réponse du matériau aux sollicitations de cisaillement marque une consolidation plus faible (voir chap. II, § 2.2.2).

La transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ a lieu principalement lors des tout premiers stades de la déformation plastique, ce qui explique le fort écrouissage du matériau dans cette région de déformation (voir figure 65). Parce que la diminution du taux de transformation entraîne une baisse de la capacité d'écrouissage du matériau, l'instabilité plastique survient au-delà de 20 % de déformation.

[74] $\tau = \frac{1}{3}\frac{\sigma_{mm}}{\sigma_{eq}}$, où σ_{mm} est la pression hydrostatique et σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Misès

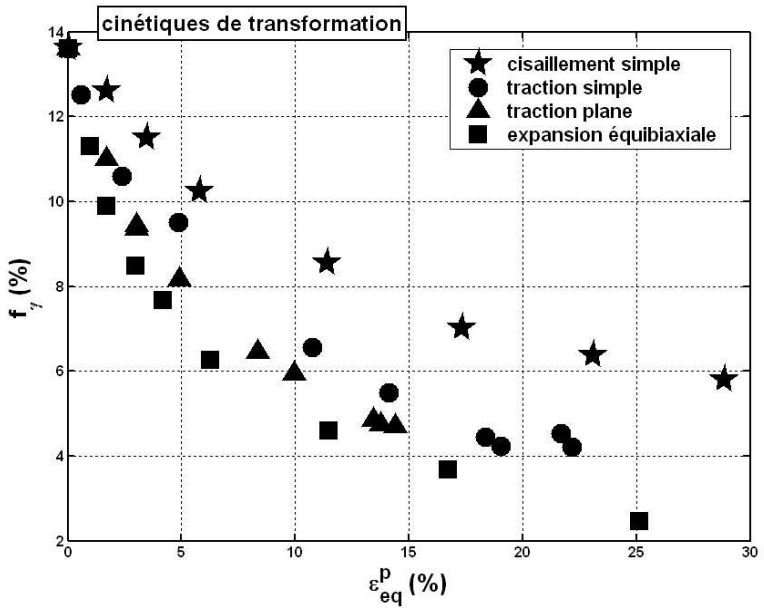


FIG. 104 – Mesures de dosage magnétique statique montrant l'influence du mode de sollicitation sur la transformation martensitique (nuance 1736)

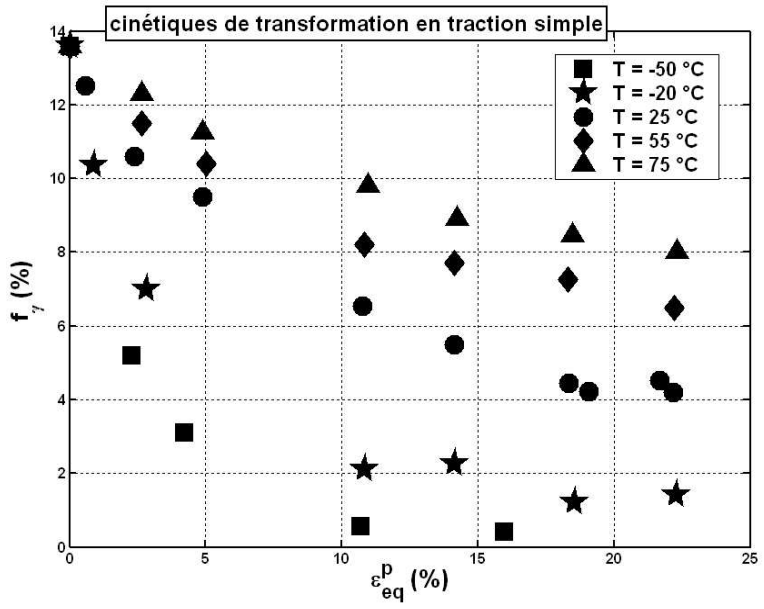


FIG. 105 – Mesures de dosage magnétique statique montrant l'influence de la température sur la transformation martensitique, échantillons déformés en traction simple (nuance 1736)

3.2.3 – Stabilité thermique de l'austénite résiduelle

La transformation martensitique a lieu spontanément lors du refroidissement en dessous de la température M_s. Lorsque la température de sollicitation est comprise entre M_s et M_s^σ, la transformation est assistée par la contrainte et la martensite se forme à partir des mêmes sites de germination que lorsque la transformation est spontanée. Pour des températures telles que $M_s^\sigma < T < M_d$, la contrainte nécessaire pour provoquer la transformation de phase est supérieure à la limite d'élasticité de l'austénite résiduelle et, donc, le glissement plastique intervient avant le début de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$. Dans ce régime, où la transformation est induite par la déformation, des nouveaux sites de germination sont créés par la déformation plastique [OB86].

Pour tester la stabilité thermique de l'austénite résiduelle dans un état non-déformé, nous avons trempé un échantillon d'acier dans de l'azote liquide. Ensuite, par mesures de dosage magnétique, la quantité d'austénite transformée a été estimée à environ 3 %. Ce résultat a été confirmé par des mesures de diffraction de neutrons qui ont montré que la phase γ_r est stable lors d'un refroidissement à 10 K (voir annexe C). D'autres auteurs [Jan00] ont obtenu les mêmes résultats pour un acier TRIP 800 de composition chimique légèrement différente de celle de l'acier de notre étude (0.2 %wt C, 1.675 %wt Mn, 1.681 %wt Si) ; sans déformation, l'austénite résiduelle est thermiquement stable, il n'y a pas de variation de sa teneur jusqu'à -65 °C et le point de début de transformation est proche de -196 °C (2 % d'austénite transformée à -196 °C).

Afin d'étudier l'influence de la température et de la déformation plastique sur la transformation martensitique, des essais de traction simple ont été réalisés à différentes températures. Les cinétiques de transformation ont été obtenues par la méthode des dosages magnétiques interrompus. Elle montrent une très forte sensibilité du comportement en traction de l'acier à la température de l'essai, figure 105. À 25 °C, l'accélération de la transformation entre 2 % et 10 % de déformation suggère que nous sommes en présence d'un mécanisme induit par la déformation (S.I.M.). Lors de l'essai à -20 °C cette tendance est encore plus prononcée, car la transformation débute dès les premiers stades de déformation (mécanisme S.A.M.).

Lors de la phase d'emboutissage, on devrait transformer, au maximum, la moitié de l'austénite résiduelle "transformable" à la température de la mise en forme, et ce, quelque soit le mode de sollicitation. Transformer une quantité plus importante pourrait avoir des effets négatifs lors de crash tests, par exemple, car le matériau risquerait d'être trop rigide ou de mal absorber les chocs (baisse de ductilité, déchirure prématurée, etc.). À environ 5 % de déformation plastique et pour des températures de déformation (en traction simple) comprises entre 25 °C et 75 °C, l'austénite résiduelle de l'acier TRIP 800 remplit bien ces conditions, figure 105. De la même façon, environ la moitié de l'austénite résiduelle "transformable" est transformée en martensite, quelque soit le mode de sollicitation à la température ambiante (on se place toujours aux alentours de 5 % de déformation plastique), figure 104. On conclut que l'austénite résiduelle de cet acier a une stabilité (thermo)mécanique suffisante pour les applications de mise en forme par emboutissage.

3.3 – Bake hardening : influence sur la stabilité de l'austénite résiduelle

Au paragraphe II.2.5, l'étude de l'influence d'un traitement thermique de bake hardening sur le comportement en traction simple du TRIP 800 a montré que la ductilité de l'acier diminue quand le traitement thermique est appliqué après de grandes prédéformations ($\varepsilon_{predef} > 10$ %). La technique de dosage magnétique nous a permis de mesurer les cinétiques de transformation en traction simple, pour des prédéformations de 5 % et de 10 % en traction simple à la température ambiante. La figure 106 illustre les résultats obtenus, en particulier, elle montre que le traitement thermique stabilise l'austénite résiduelle. Ce phénomène explique la diminution de l'allongement réparti, car nous savons que la transformation martensitique contribue à l'augmentation de la capacité de déformation des aciers TRIP.

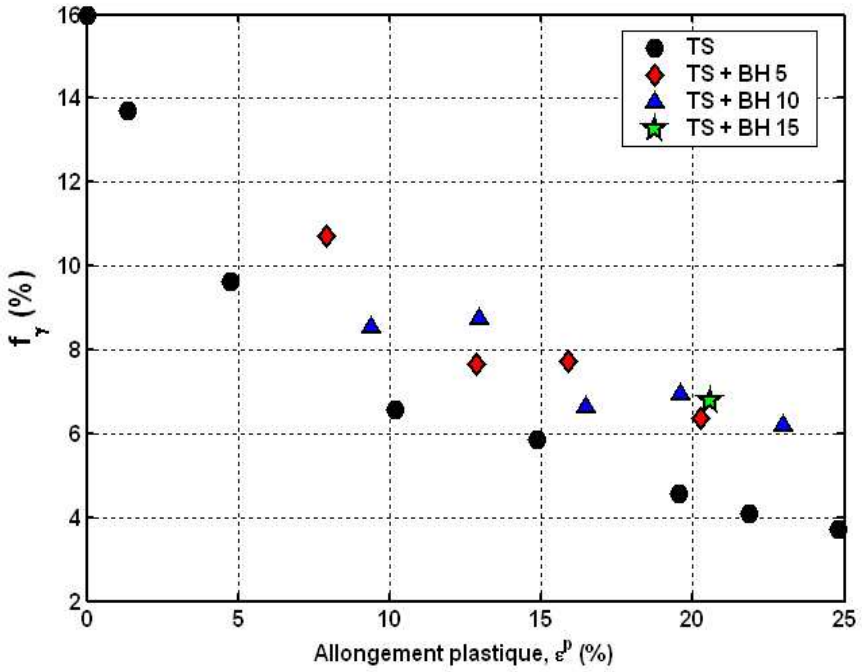


FIG. 106 – Cinétiques de transformation qui montrent la stabilisation de l'austénite résiduelle par le traitement thermique de bake hardening après 5 % et 10 %, respectivement, de prédéformation en traction simple à la température ambiante (nuance 1217)

4 – Lois de transformation

4.1 – Bibliographie

Il existe dans la littérature différents types de modélisations liés à la transformation martensitique dans les milieux inélastiques. Ces modélisations sont phénoménologiques, ou alors elles combinent la thermodynamique des transformations de phase donnant l'évolution de la fraction volumique de martensite et les outils de la mécanique qui permettent de décrire les interactions mécaniques comme la plasticité de transformation ou l'évolution du coefficient d'écrouissage. Généralement, on fait la distinction entre :

- ⋆ les modèles qui donnent les cinétiques de transformation au cours du refroidissement ;
- ⋆ les modèles en déformation à température constante ;
- ⋆ les modèles thermodynamiques combinés.

Les cinétiques de transformation lors du refroidissement sont identifiées à partir des résultats expérimentaux. La fraction volumique de martensite formée est fonction de la température M_s [KM59, Skr91, PCL+03]. Certains auteurs [IAJ92] ont introduit l'influence de la contrainte appliquée sur la transformation martensitique.

Les modèles phénoménologiques décrivent les cinétiques de la transformation martensitique à l'aide de fonctions mathématiques adéquates. Souvent, ils ne sont applicables que pour un type précis de chargement [LB69, Abr72, Gui72, MST87b, HHR98]. Tanaka et Sato [TS85] proposent un modèle de transformation qui prend en compte la pression hydrostatique et le deuxième invariant J_2 du tenseur des contraintes.

À partir d'observations métallurgiques de germination des aiguilles de martensite α' à l'intersection des bandes de cisaillement (martensite ε, macles ou fautes d'empilement) dans l'austénite, Olson et Cohen [OC75] proposent un modèle d'évolution de la fraction volumique de la martensite induite par la déformation dans les aciers inoxydables. Dans un autre ouvrage, les mêmes auteurs ont introduit l'effet thermodynamique de la contrainte appliquée [OC82a]. Des généralisations de ce modèle métallurgique ont été proposées par Stringfellow et coll. [SPO92] qui l'améliorent en y incorporant l'effet de la triaxialité des contraintes et de la pression hydrostatique sur la transformation martensitique (leur résultats montrent que plus la triaxialité augmente et plus la transformation est importante). Iwamoto et coll. [ITT98] tiennent compte dans leur modèle de la sensibilité de la transformation martensitique à la vitesse de déformation et de l'effet des contraintes sur la formation de bandes de cisaillement. Le même auteur [IT00] a étudié l'influence de la taille de grain de l'austénite sur la cinétique de la transformation de phase : les grains de faible taille sont plus stables vis-à-vis de la transformation ;

Les modèles du 3eme type sont basés sur la thermodynamique des processus irréversibles [Fis97, CBS98, Lev98] et tiennent compte en même temps de l'incrément de température et de contrainte. Pour la description de la transformation martensitique dans les solides élastiques, le principe de minimisation de l'énergie libre de Gibbs est habituellement utilisé. Pour des matériaux élastoplastiques, un tel principe d'extremum ne peut être appliqué, car il faut de plus considérer la dissipation plastique et la dépendance par rapport au trajet de chargement [Lev98]. Les conditions de transformation sont reliées au second principe de la thermodynamique et au calcul de la dissipation due à la transformation martensitique. À partir du calcul de la dissipation, un critère de transformation permet de calculer l'incrément de la fraction volumique de martensite. Par exemple, Fischer et coll. [FRW+00] ont établi un critère de transformation pour les aciers TRIP en utilisant la contrainte locale dans le matériau à l'endroit de la transformation martensitique : la transformation a lieu si

$$\rho[\varphi_{ch}] + (\Sigma_{ij} + \tau_{ij}) \cdot \varepsilon_{ij}^T > \frac{\bar{\tau}}{M_s} \cdot \rho[\varphi_{ch}]_{T=M_s} + W_e + W_{pl}$$

Le membre gauche de la relation représente la force motrice de la transformation martensitique d'un élément de volume et le membre droit la force critique nécessaire pour que la transformation ait lieu. $[\varphi_{ch}]$ est le saut d'énergie chimique à travers les interfaces austénite-martensite, Σ est la contrainte macroscopique imposée, τ la fluctuation locale de contrainte avant transformation et $\bar{\tau}$ sa valeur moyenne. W_e et W_{pl} sont les énergies élastiques et plastiques ou les barrières mécaniques à la transformation, généralement négligées dans les applications numériques. Le critère est appliqué à chaque variant de martensite et on calcule alors les incréments de fraction volumique des variants. Cette approche tient compte du caractère multiaxial des chargements et de la température.

Le modèle métallurgique d'Olson et Cohen fait intervenir des paramètres métallurgiques illustrant l'origine physique de la germination des plaquettes de martensite. En outre, il a été adapté pour prendre en compte les effets mécaniques sur la transformation de phase. L'approche thermodynamique de Fischer permet, quant à elle, de calculer les forces motrices associées aux mouvements des interfaces austénite-martensite.

Tous ces modèles ont été développés à la base pour les aciers TRIP inoxydables, où les mécanismes de déformation/transformation ne sont pas forcément les mêmes que dans les aciers TRIP multiphasés. Des modifications ont été apportées aux modèles de Stringfellow et coll. et de Fischer pour qu'ils puissent prédire la transformation de phase dans les aciers TRIP faiblement alliés [PBF03, LFJ$^+$02]. Ces approches restent cependant lourdes et les lois de comportement dans lesquelles elle ont été introduites ne sont pas encore utilisables dans les codes éléments finis de simulation de la mise en forme (temps de calcul pénalisant).

Comme la transformation martensitique s'effectue sans diffusion, la composition chimique de phases ne change pas. À une température donnée T, la variation d'énergie libre (chimique) associée à la transformation est donnée par la différence des énergies libres de l'austénite et de la martensite. À la température M_s, cette différence, $\Delta G_{M_s}^{\gamma_r \to \alpha'}$, est suffisamment importante pour que la transformation ait lieu spontanément. Aux températures supérieures à M_s, mais inférieures à M_d, la transformation peut être induite par un travail de déformation (élastique ou plastique). Ce travail correspond à la différence $\Delta G_{M_s}^{\gamma_r \to \alpha'} - \Delta G_T^{\gamma_r \to \alpha'}$ qui représente la force motrice nécessaire pour que la transformation ait lieu à la température T, figure 107-(a). La figure 107-(b) représente la variation de l'énergie libre (ou force motrice chimique) $\Delta G^{\gamma_r \to \alpha'}$ avec la température. Ils montrent que l'énergie libre décroît linéairement quand la température augmente. On remarque qu'à une température fixée, la valeur de l'énergie libre est plus sensible à la teneur en carbone qu'à celle des éléments comme le silicium ou le manganèse. Pour stabiliser l'austénite, il est d'abord préférable d'ajuster au mieux du possible le temps de maintien dans la région bainitique, afin de permettre un enrichissement optimal en carbone de l'austénite.

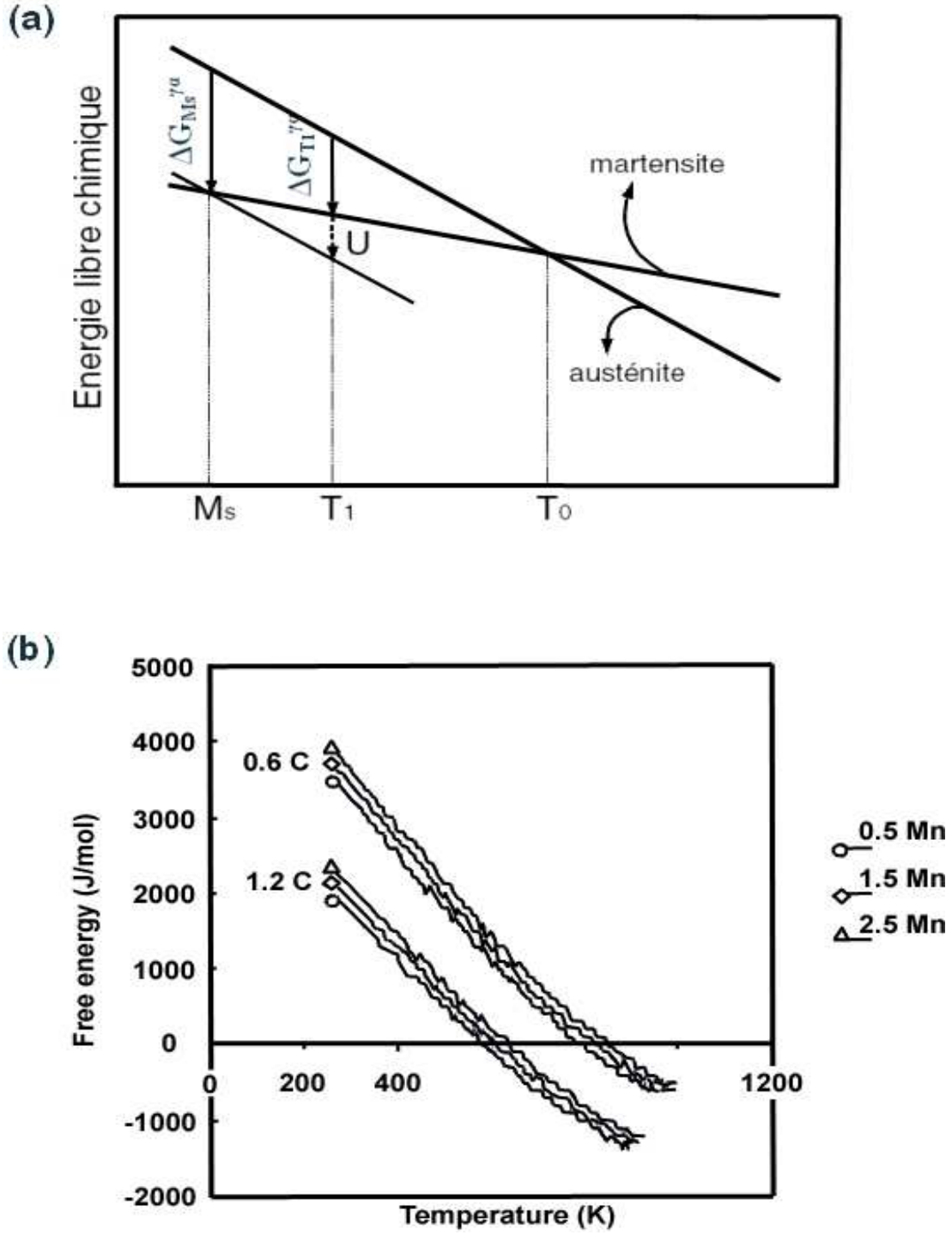


FIG. 107 – (a) Variation des énergies libres chimiques de l'austénite et de la martensite avec la température ; (b) Évolution de $\Delta G_T^{\gamma_r \to \alpha'}$ avec la température pour différentes compositions chimiques d'un acier TRIP faiblement allié. Calculs avec MTDATA [She03]

L'influence d'un état macroscopique multiaxial des contraintes sur les cinétiques de la transformation martensitique à été étudiée par Patel et Cohen [PC53] dans le cas des alliages Fe-Ni-C et par Stringfellow et coll. [SPO92] pour les aciers TRIP inoxydables. Ils ont montré que les fortes triaxialités favorisent la transformation de phase lors des sollicitations mécaniques, principalement à cause de la variation de volume associée à la transformation martensitique. Pour un acier TRIP 0.19C-1.46Si-1.57Mn, Pyshmintsev et coll. [PMC+02] ont montré qu'une augmentation de 100 MPa de la pression hydrostatique (en compression) stabilise l'austénite vis-à-vis de la transformation de 20 à 25 °C (figure 108). Sur cette figure sont reportés en traits pleins des résultats obtenus sur un acier dont la composition est plus proche du nôtre.

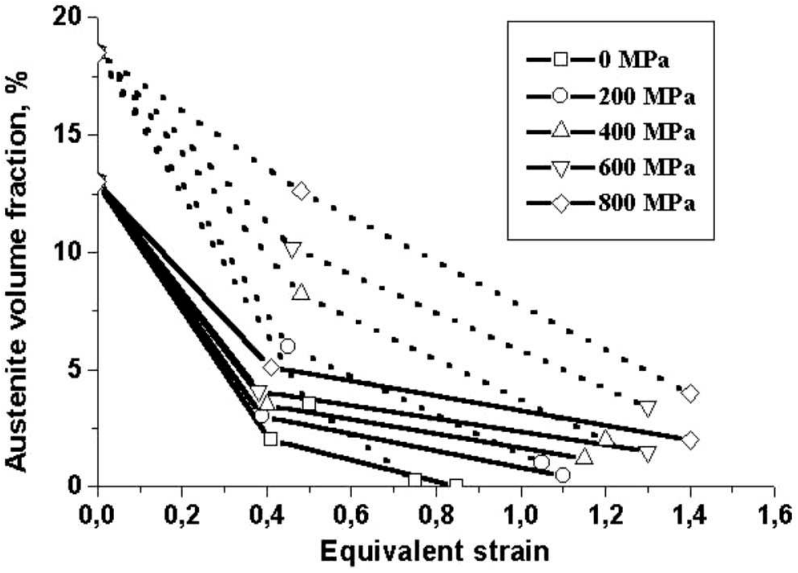


FIG. 108 – Illustration de l'influence de la pression hydrostatique (compressive) sur la transformation martensitique lors d'un essai de traction sur un acier TRIP 0.19C-1.57Mn-1.46Si (trait plein) et sur un acier TRIP 0.31C-1.57Mn-1.23Al-0.34Si (pointillés) [PSC02]

Nous avons identifié deux lois de transformation pour les aciers TRIP, comme celui de notre étude. Elles prennent en compte l'influence de la pression hydrostatique et de la température sur la transformation de phase. La première, à fondement thermodynamique, utilise les énergies chimiques des phases pour introduire l'effet de la température sur la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$. La deuxième loi est purement phénoménologique, mais elle a l'avantage d'être simple d'emploi et, très important d'un point de vue industriel, elle peut facilement être introduite dans un modèle de comportement destiné aux calculs de simulation de la mise en forme.

4.2 – Un modèle à base thermodynamique

Les mesures magnétiques ont permis d'établir la sensibilité de la transformation martensitique aux modes et à la température de sollicitation. Des résultats similaires à ceux montrés sur les figures 104 et 105 ont été rapportés par Furnémont [Fur03] et par Berrahmoune et coll. [BBI+04]. Comme dans le cas des aciers TRIP inoxydables [NMTS04, LK00], la dépendance de la transformation de phase à la pression hydrostatique et à la température devra être convenablement intégrée dans un modèle de comportement mécanique de l'acier TRIP 800.

4.2.1 – Expression générale

On postule que la cinétique de transformation peut s'écrire sous la forme :

$$\frac{df_\gamma}{f_\gamma} = -k_0 \cdot \varepsilon^{\alpha_0} \cdot d\varepsilon$$

Il est raisonnable de penser que le taux de phase transformée dépend de la quantité f_γ de la phase mère. La transformation devient d'autant plus difficile que la fraction d'austénite résiduelle, non transformée, est faible. Le paramètre α_0 est tel que -1<α_0<0 et il traduit le fait que la transformation est d'autant plus difficile que la déformation est grande. Ceci peut être rapproché d'un épuisement des sites de germination. Par intégration on obtient une relation proche de celle proposée par Sugimoto et al. [SKH92], soit

$$\frac{f_\gamma}{f_{\gamma 0}} = \exp[-k \cdot (\varepsilon^p_{eq})^\alpha]$$

où $k = \frac{k_0}{\alpha_0+1}$ et $\alpha = \alpha_0 + 1$, 0<α<1.

4.2.2 – Effet de la pression et approche thermodynamique

Le moteur à la transformation, traduit par le coefficient k, est la variation $\Delta G^{\gamma_r \to \alpha'}$ associée à la transformation de phase qui est fonction de la température, T, et de la pression, P. On peut linéariser cette double dépendance en écrivant que :

$$k = \lambda \cdot \Delta G^{\gamma_r \to \alpha'} \cdot (1 + \beta \cdot P)$$

où λ est un coefficient de proportionalité, a priori indépendant de la température et de la pression. Le facteur $\Delta G^{\gamma_r \to \alpha'}$ est connu pour les alliages, il peut être calculé à l'aide de programmes comme THERMOCALC ou MTDATA. Le coefficient β traduit le travail de la pression[75] exprimée ici en fonction du mode de sollicitation, produit de la triaxialité des contraintes et de la contrainte équivalente moyenne, $\bar{\sigma}_{eq}$ (exprimée ici au sens de Von Misès) :

$$P = \tau \cdot \bar{\sigma}_{eq} = \tau \cdot \frac{1}{\varepsilon_{eq}} \cdot \int_0^{\varepsilon_{eq}} \sigma_{eq} \, d\varepsilon^*$$

La variation de $\Delta G^{\gamma_r \to \alpha'}$ est une fonction linéaire de la température qui peut être exprimée par la relation

$$\Delta G^{\gamma_r \to \alpha'} = \Delta G_0^{\gamma_r \to \alpha'} \cdot (1 - \gamma \cdot T)$$

En considérant la figure 107 avec 1.2 % C et 1.5 % Mn, on obtient $\Delta G_0^{\gamma_r \to \alpha'} = 3750$ J/mol et $\gamma = 2.53 \cdot 10^{-3}$ K^{-1}. L'équation définitive s'écrit

$$f_\gamma = f_{\gamma 0} \cdot \exp\{-[\lambda \cdot \Delta G_0{}^{\gamma \to \alpha'} \cdot (1 - \gamma \cdot T) \cdot (1 + \beta \cdot P)] \cdot (\varepsilon^p_{eq})^\alpha\}$$

4.2.3 – Stratégie d'identification

Le modèle requiert l'identification de 5 coefficients : λ, $\Delta G_0^{\gamma_r \to \alpha'}$, γ, α et β. Parmi eux, $\Delta G_0^{\gamma_r \to \alpha'}$ et γ sont donnés par la thermodynamique, ils peuvent être déterminés en connaissant la composition chimique de l'acier. La valeur de β est estimée à partir des phénomènes métallurgiques associés à la transformation de phase $\gamma_r \to \alpha'$ [76]. Les paramètres α et λ sont déterminés par la méthode des moindres carrés, par optimisation de la fonction $f_\gamma = f_{\gamma 0} \cdot \exp\{-[\lambda \cdot \Delta G_0{}^{\gamma \to \alpha'} \cdot (1 - \gamma \cdot T_0)] \cdot (\varepsilon^p_{eq})^\alpha\}$ sur les points expérimentaux de la cinétique de transformation correspondant à l'essai de cisaillement ($\alpha = 0.7$, $\lambda = 2.26 \cdot 10^{-3}$, $\gamma = 2.53 \cdot 10^{-3}$ K^{-1}, $\Delta G_0^{\gamma_r \to \alpha'} = 3750$ J/mol).

Nous avons testé notre loi en comparant ses prédictions avec les cinétiques de transformation données sur les figures 104 et 105. La fonction proposée décrit bien l'influence du mode de sollicitation sur le taux de martensite formée, figure 109. Par contre, l'introduction d'un terme linéaire pour exprimer la dépendance par rapport à la température de la transformation de phase n'est pas suffisante, figure 110. Une fonction quadratique de la température serait mieux adaptée [SMSB04], mais elle nécessiterait l'introduction d'un paramètre supplémentaire.

[75] P>0 pour une tension hydrostatique, P<0 pour une compression hydrostatique

[76] $\frac{\Delta V^{\gamma_r \to \alpha'}}{V^{\gamma_r}} = 4 \cdot 10^{-2}$ et $\Delta G_{T_0}^{\gamma_r \to \alpha'} \approx 1925$ J/mol à 25 °C. On obtient $\beta \approx \frac{\Delta V^{\gamma_r \to \alpha'}}{\Delta G_{T_0}^{\gamma_r \to \alpha'}} \approx 1.48 \cdot 10^{-10}$ m^3/J

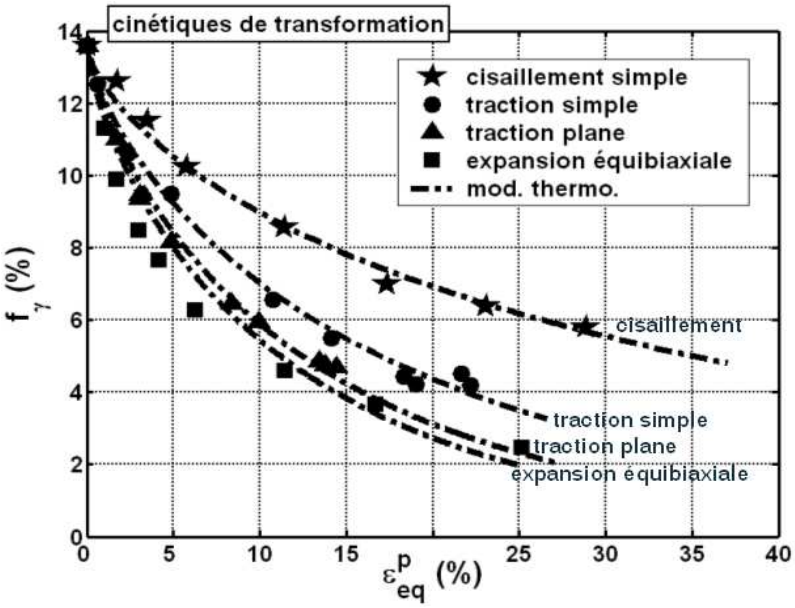


FIG. 109 – Sensibilité de la transformation au trajet de chargement. Modélisation avec l'approche thermodynamique. ε^p_{eq} est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès

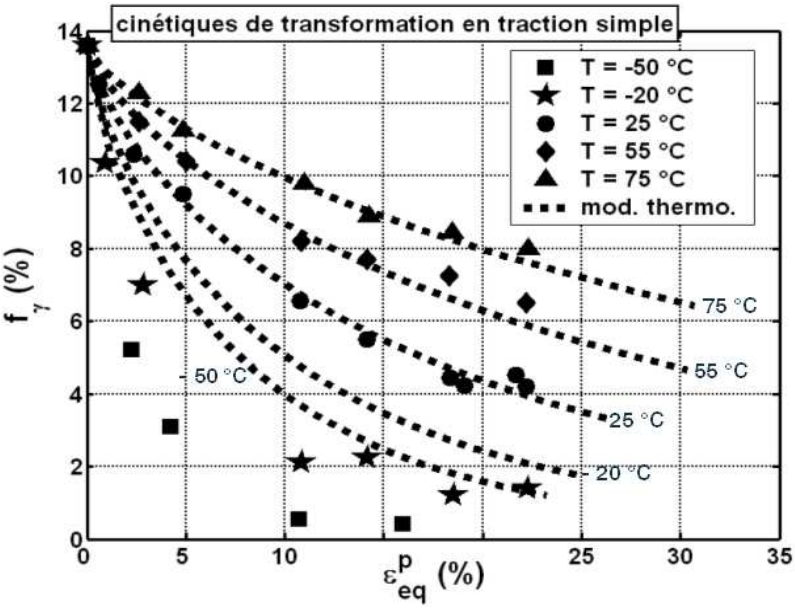


FIG. 110 – Sensibilité de la transformation en traction simple à la température de l'essai. Modélisation avec l'approche thermodynamique. ε^p_{eq} est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès

4.3 – Loi phénoménologique de transformation pour l'acier TRIP 800

La loi à base thermodynamique décrit correctement la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ pour diverses sollicitations mécaniques simples. Cependant, en vue de son intégration dans un modèle de comportement utilisable par un code éléments finis de calcul de la mise en forme, la loi doit être simplifiée encore plus et, éventuellement, améliorée. C'est pourquoi, à partir de la forme générale de la loi thermodynamique, nous avons construit une fonction phénoménologique pour décrire la transformation martensitique induite par la déformation plastique.

L'influence du trajet de chargement sur la transformation de phase est maintenant considérée par l'introduction d'une loi linéaire de la triaxialité des contraintes, définie comme $\tau = \frac{1}{3}\frac{\sigma_{mm}}{\sigma_{eq}}$, où σ_{mm} est la trace du tenseur des contraintes et σ_{eq} la contrainte équivalente de Von Misès. La quantité d'austénite résiduelle est calculée comme suit :

$$f_\gamma = f_{\gamma_0} \cdot \exp[-\frac{f(\tau)}{g(T)} \cdot (\varepsilon^p_{eq})^\alpha]$$

où l'exposant α (α=0.7) est déterminé à partir de la cinétique de transformation en cisaillement (où τ=0). La fonction $g(T)$ introduit la dépendance de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ par rapport à la température de l'essai (uniquement pour des sollicitations de traction simple). Elle est ici décrite par la loi d'Arrhenius[77] $g(T) = C \cdot \exp(-\frac{Q}{R \cdot T})$, où C est une constante, Q est une énergie d'activation apparente (12.5 kJ/mol) qui n'est pas reliée à un mécanisme physique précis de transformation de phase. R est la constante des gaz parfaits et T la température absolue. À la température ambiante, T_0=298 K, on a $g(T_0)$=T_0. En plus du coefficient α, la loi de transformation nécessite alors l'identification d'uniquement deux paramètres A et B de la fonction $f(\tau) = A \cdot \tau + B$. Les valeurs des paramètres du modèle phénoménologique de transformation de phase sont rappelées dans le tableau 18.

f_{γ_0}	A	B	C	Q	α
0.136	0.165	0.082	$48.25 \cdot 10^3$	12.5	0.7

TAB. 18 – Paramètres de la loi de transformation phénoménologique. C est exprimé en K et Q en kJ/mol

Les résultats des mesures magnétiques après essais interrompus ont été utilisés pour la validation de cette loi de transformation phénoménologique. Les résultats sont illustrés sur les figures 111 et 112. On observe que le modèle de transformation décrit correctement aussi bien l'influence du trajet de chargement que celle de la température sur la transformation martensitique dans le régime S.I.M.

[77] comme nous l'avons vu plus haut, l'influence de la température sur la transformation de phase n'est pas une loi linéaire. Une raison à cela pourrait être la distribution hétérogène du carbone dans les différentes phases, ce qui fait que la variation de l'énergie libre $\Delta G^{\gamma_r \rightarrow \alpha'}$ ne serait pas une fonction linéaire de la température. Certains auteurs [WvdZ01] utilisent un polynôme de degré 6 pour cette fonction. Nous avons pensé qu'une loi de type Arrhenius est plus adaptée du point de vue thermodynamique pour exprimer la sensibilité de la transformation de phase par rapport à la température

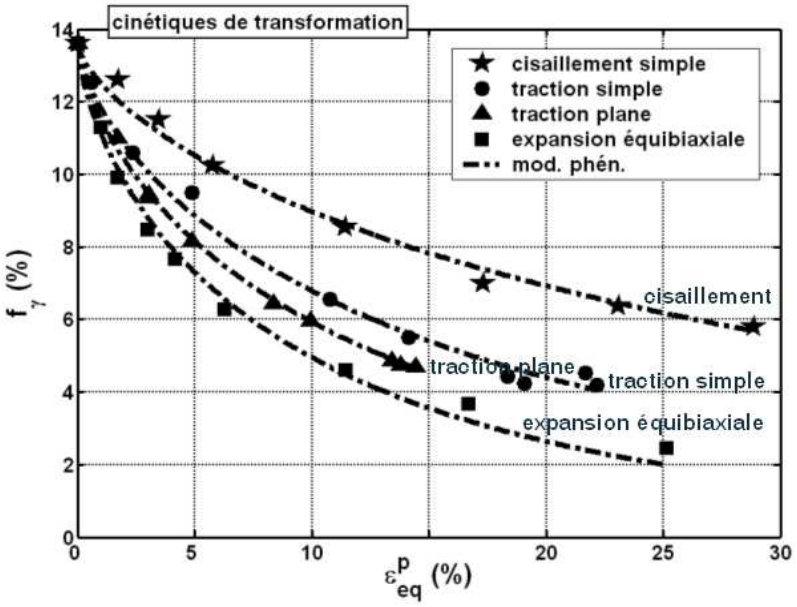


FIG. 111 – Sensibilité de la transformation au trajet de chargement. Modélisation avec l'approche phénoménologique. ε^p_{eq} est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès

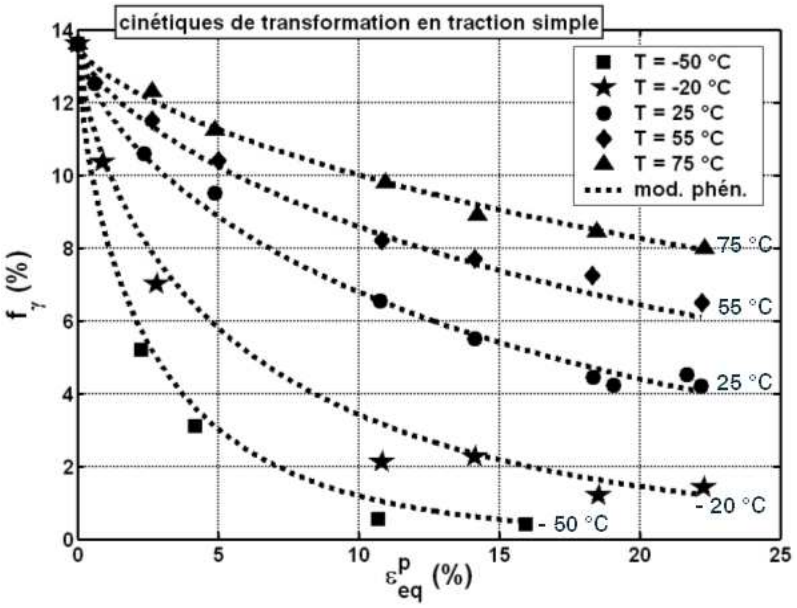


FIG. 112 – Sensibilité de la transformation en traction simple à la température de l'essai. Modélisation avec l'approche phénoménologique. ε^p_{eq} est la déformation plastique équivalente calculée au sens de Von Misès

5 – Conclusion

La technique du dosage magnétique statique s'est avérée un moyen puissant et rapide qui permet de mesurer les cinétiques de transformation lors des sollicitations mécaniques des aciers contenant de l'austénite métastable. Grâce à cette méthode de mesure, nous avons mis en évidence l'influence du mode de sollicitation et de la température sur la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ *dans l'acier TRIP 800. Des chemins de déformation impliquant l'augmentation de la pression hydrostatique favorisent la transformation martensitique dans le régime S.I.M. Ce fait explique le manque de consolidation de la courbe de l'essai de cisaillement (car la quantité de martensite formée est moins importante) par rapport aux courbes des autres types d'essais.*

Les mesures magnétiques ont permis de montrer l'effet déterminant de la température sur la transformation martensitique lors des essais de traction simple. Pour des températures proches de M_s^σ *la transformation est très efficace, l'importante quantité de martensite formée contribue à l'amélioration sensible de la résistance mécanique de l'acier TRIP.*

Par des dosages interrompus, nous avons souligné que le traitement thermique de bake hardening stabilise l'austénite résiduelle quand il est appliqué au-delà d'une certaine prédéformation. Cela a pour effet la diminution de la ductilité du matériau constatée au chapitre II, § 2.5.

La méthode de dosage magnétique in-situ lors d'un essai de traction a l'avantage de la rapidité. Elle permet de déterminer rapidement la cinétique de transformation de l'austénite métastable d'un acier TRIP, lorsque celui-ci est sollicité en traction uniaxiale. L'amélioration du dispositif magnétique permettrait de réaliser aussi des mesures in-situ à différentes températures pour des déformations en traction simple.

Afin de décrire l'influence de la pression hydrostatique et de la température sur la transformation martensitique induite par la déformation plastique, deux lois de transformation ont été proposées :

- ⋆ *la première, à fondement thermodynamique, prévoit bien les cinétiques de transformation de l'acier pour différents trajets de chargement ;*
- ⋆ *la deuxième loi est phénoménologique. Elle rend compte correctement de l'influence des deux paramètres, pression et température, sur la transformation de phase* $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ *lors des sollicitations mécaniques dans le régime S.I.M. Comme il a été mentionné auparavant, si le comportement mécanique des phases* (α, γ_r, α') *est connu, alors cette loi peut être intégrée dans un modèle d'homogénéisation, ou, plus simple, dans une loi des mélanges qui tient compte de l'influence relative de chaque phase sur le comportement mécanique de l'acier TRIP.*

Chapitre IV

Modélisation du comportement 3D de l'acier

1 – Bibliographie 144
1.1 – Plasticité de transformation 144
1.2 – Modèles de comportement isothermes 146
1.3 – Conclusion 150

2 – Application à l'acier TRIP 800 152
2.1 – Le comportement des phases 152
2.2 – La loi des mélanges 167
2.3 – Résultats et discussion 168

3 – Conclusion 172

Chapitre IV

Modélisation du comportement 3D de l'acier

Un des objectifs de ces travaux de thèse est la caractérisation des relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques de l'acier TRIP 800. Nous avons jusqu'ici montré que la formation de la martensite induite par la déformation plastique, d'un côté, et les fortes dissemblances entre les propriétés mécaniques des phases de la microstructure TRIP, d'un autre côté, sont les facteurs qui gouvernent le comportement mécanique de l'acier.

La plupart des modèles de comportement dédiés aux aciers à effet TRIP ont principalement été développés pour les aciers TRIP inoxydables. Suivant l'échelle à laquelle la description des mécanismes de déformation, de transformation de phase ou de plasticité de transformation s'effectue, les paramètres de ces modèles tentent généralement d'introduire l'influence de la composition chimique, du trajet de chargement, de la température, de la pression, de la sensibilité à l'état de contrainte, ou de la vitesse de sollicitation sur le comportement mécanique de ce type d'aciers.

Certains modèles ont récemment été modifiés afin de les rendre pertinents lorsqu'ils sont appliqués aux aciers TRIP faiblement alliés. Ils utilisent un grand nombre de paramètres, souvent associés à la description à une échelle très fine de la transformation martensitique. C'est pourquoi leur implémentation dans un logiciel de calcul de la mise en forme n'est pas encore à l'ordre du jour, les simulations numériques seraient pénalisantes par des temps processeur prohibitifs.

Dans la suite de notre étude, nous avons donc envisagé la modélisation du comportement mécanique du TRIP 800 à l'aide d'une approche très simple, basée sur la loi des mélanges. Globalement, cela implique que le comportement des phases doit être connu et qu'à tout moment lors du chargement, leur fractions volumiques puissent être calculées, ici en tenant compte du niveau de déformation et de l'état macroscopique des contraintes.

Le comportement des phases a d'abord été déterminé par des mesures in-situ de diffraction de neutrons lors d'un essai de traction simple. Mais nous proposons, dans un deuxième temps, un modèle à champs moyens qui permet de calculer ce comportement à partir des résultats d'un essai de traction simple et de la connaissance de la cinétique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ associée. Les fractions volumiques des phases sont calculées, quant à elles, en utilisant la loi phénoménologique de transformation, donnée au chapitre précédent.

1 – Bibliographie

1.1 – Plasticité de transformation

Avant de commencer le rappel sur les modèles de comportement rencontrés dans la littérature et concernant les aciers TRIP, une parenthèse doit être ouverte. Dans le cas particulier des aciers TRIP inoxydables, les déformations dues à la plasticité de transformation (rencontrée, par exemple, lors d'un refroidissement sous contrainte) sont non négligeables et ce phénomène doit être pris en compte dans toute tentative de modélisation du comportement mécanique de ce type d'aciers.

À partir d'essais de refroidissement sous contrainte constante, des modèles phénoménologiques de plasticité de transformation dépendant du niveau de contrainte et de la fraction volumique de martensite ont été établis [GJ65, Abr72, PCL+03]. Ils utilisent un jeu de paramètres identifiés pour chaque type d'essai et font systématiquement intervenir une variation de volume relative $\Delta V/V$ reliée à la croissance d'une sphère dans un milieu rigide, parfaitement plastique.

Leblond et Devaux [LD89] ont donné une autre formulation pour le taux de déformation de transformation macroscopique. Elle est justifiée par la nécessité d'une formulation incrémentale (comme en plasticité) pour laquelle la plasticité de transformation évolue uniquement quand la transformation a lieu. Les expériences réalisées pour des chargements uniaxiaux suggèrent que, pour de faibles niveaux de contrainte, la déformation due à la plasticité de transformation, $\dot{E}^{TP}$, est proportionnelle à la contrainte appliquée. Les auteurs relient le taux de déformation de transformation au déviateur des contraintes macroscopiques plutôt qu'aux contraintes principales, en considérant que la plasticité de transformation n'induit pas de changement de volume comme en plasticité classique. L'expression du taux de plasticité de transformation est donnée par la relation :

$$\dot{E}_{ij}^{TP} = \frac{3}{2}\, K\, S_{ij}\, \phi'(f) \cdot \dot{f}$$

où K est une constante, S le déviateur du tenseur des contraintes macroscopique et ϕ une fonction de la fraction f de phase formée.

Leblond [Leb89] a modélisé mathématiquement l'évolution de la plasticité de transformation dans les aciers lors d'un refroidissement à contrainte constante pour une transformation quelconque d'une phase mère en une phase fille. Dans le cas de la transformation martensitique, la phase mère est l'austénite et la phase produite est la martensite. En ne considérant que l'effet Greenwood-Johnson (cf. chapitre I, § 3.4.2) et en négligeant l'effet Magee (cf. chapitre I, § 3.4.1), l'auteur propose, à partir d'un calcul basé sur l'expansion d'une sphère à l'intérieur d'une matrice plastique, différentes expressions du taux de plasticité de transformation pour trois classes de comportements élastoplastiques de phases : plasticité parfaite [LD89], écrouissage isotrope et écrouissage cinématique [Leb89]. Ces expressions ne sont valables que pour des contraintes appliquées inférieures à la limite d'élasticité du mélange, dans le domaine SAM. Au-delà, l'auteur mentionne qu'il n'est plus besoin de faire la distinction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation. En corrigeant l'expression du taux de plasticité de transformation, Taleb et Sidoroff [TS03] proposent une extension du modèle de Leblond afin de prédire la transformation de phase pour des faibles fractions volumiques de martensite (inférieures à 3 %). Ils considèrent que l'austénite ne plastifie en totalité qu'à partir d'une fraction volumique de martensite critique.

Fischer et coll. [Fis97, FRW+00] ont développé un modèle analytique simplifié, dont les hypothèses sont les suivantes :

- ⋆ les déformations élastiques sont négligées ;
- ⋆ les déformations sont les mêmes en chaque point (approximation de Taylor) ;
- ⋆ toute l'austénite se transforme instantanément en martensite ;

- ⋆ la distribution spatiale des variants de martensite est prise en compte via la fonction d'orientation g(φ,θ,ψ) où φ, θ, ψ sont les angles d'Euler de la région considérée. Dans le cas d'une distribution isotrope de variants de martensite (g=1), l'expression de la plasticité de transformation est donnée par la relation

$$\varepsilon_{ij}^{TP} = \frac{5}{4} \cdot \frac{(\delta^2 + \frac{3}{4}\gamma^2)^{\frac{1}{2}}}{\sigma_y^*} \cdot S_{ij} \qquad \text{avec} \quad \sigma_y^* = \sigma_y^M \cdot \frac{1 - \frac{\sigma_y^A}{\sigma_y^M}}{\ln(\frac{\sigma_y^M}{\sigma_y^A})}$$

  où δ représente la variation de volume et γ le cisaillement de la déformation de transformation. σ_y^* est une fonction des limites d'élasticité de l'austénite (A) et de la martensite (M), S_{ij} le déviateur du tenseur des contraintes. Dans le cas d'un chargement uniaxial, cette relation correspond à celle donnée par Greenwood et Johnson [GJ65].

Pour un matériau à n phases, Videau et coll. [VCP94] proposent une expression générale du taux de plasticité de transformation macroscopique. Dans le cas d'un matériau biphasé, la relation obtenue pour la transformation $\gamma \to \alpha'$ est relativement simple :

$$\dot{E}^{TP} = K_{\gamma\to\alpha'} \cdot (1 - f) \cdot \dot{f} \cdot (S - X^{TP})$$

où $K_{\gamma\to\alpha'}$ est une constante, f la fraction de martensite formée, S le déviateur du tenseur des contraintes et X^{TP} est l'écrouissage cinématique associé à la plasticité de transformation. La raison de l'introduction de l'écrouissage cinématique est le constat expérimental qu'un changement du niveau de contrainte, comme une décharge, modifie l'évolution de la plasticité de transformation. Par exemple, après une décharge complète du matériau après 50 % de martensite formée, l'incrément de plasticité de transformation change de signe.

En considérant un écrouissage cinématique comme l'a fait Videau, Azzouz et coll. [ACA+00] proposent une fonction de charge associée au mécanisme de plasticité de transformation. La fonction est donnée par

$$f^{TP} = (1 - \alpha) \cdot J_2 \cdot (\sigma - X^{TP}) + \alpha \cdot I^2 \cdot (\sigma - X^{TP}) + \beta \cdot I - R^{TP}$$

où X^{TP} est la contrainte interne induite par la plasticité de transformation (elle introduit donc l'écrouissage cinématique) et R^{TP} est la contrainte seuil pour l'activation de la plasticité de transformation. I et J sont les deux invariants du tenseur $\sigma - X^{TP}$. Sous ces conditions, le critère s'écrit :

- ⋆ si $f^{TP} = 0$ la contrainte appliquée est suffisante pour produire un écoulement macroscopique additionnel dû à la plasticité de transformation ;
- ⋆ si $f^{TP} < 0$ il n'y a pas d'écoulement plastique induit par la transformation de phase.

Le taux de plasticité de transformation macroscopique est donné sous la forme

$$\dot{E}^{TP} = K \cdot (1 - f) \cdot \dot{f} \cdot < f^{TP} > \cdot \left[\frac{3}{2}\frac{S}{J}\right]$$

Diani et coll. [DBS95] ont étudié la plasticité de transformation pour une microstructure biphasée en utilisant une modélisation micromécanique du comportement de chaque phase. La transformation martensitique est accompagnée d'une déformation de transformation $\bar{\varepsilon}^B$ donnée. En appliquant l'approche autocohérente à un matériau isotrope incompressible, les auteurs expriment l'incrément de déformation de transformation dans le cas uniaxial comme

$$\dot{E}_{xx}^{TP} = \frac{5\mu_m}{3\mu_e + 2\mu_m} \cdot \dot{f} \cdot \bar{\varepsilon}_{xx}^B$$

où μ_e et μ_m sont respectivement les modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite.

Les propriétés du milieu effectif sont obtenues en fonction des modules de cisaillement de l'austénite et de la martensite (μ_a, μ_m) par homogénéisation autocohérente en considérant les inclusions sphériques,

$$\frac{5\mu_e}{3\mu_e + 2\mu_m} \cdot f + \frac{5\mu_e}{3\mu_e + 2\mu_a} \cdot (1 - f) = 1$$

Il existe aussi des représentations cristallographiques de la transformation martensitique. L'orientation de chaque variant de martensite formé dans un monocristal d'austénite permet de déterminer sa propre déformation de transformation. À partir d'un critère de transformation (cf. paragraphe III.4.1) appliqué à chaque variant, il est possible de calculer les incréments de la fraction volumique des variants. Ainsi, l'incrément de déformation de transformation macroscopique est la somme des incréments de chaque variant, de fraction volumique Δf^v, appartenant aux différentes cristallites pondérés par leur fractions volumiques respectives :

$$\Delta E_{ij}^{TP} = \sum_{grains} \sum_{variants} \varepsilon_{ij}^{TP_v} \cdot \Delta f^v$$

Cherkaoui et coll. [CBL00] ont appliqué cette représentation pour un polycristal par une approche autocohérente. Fischer [Fis97] a utilisé la méthode des éléments finis[78] en adoptant une approche itérative pour simuler le refroidissement à contrainte constante.

1.2 – Modèles de comportement isothermes

Après avoir passé en revue les modèles de plasticité de transformation qui permettent de calculer la déformation macroscopique due à la transformation de phase provoquée généralement par la diminution de la température sous charge constante dans les aciers à effet TRIP, nous allons maintenant passer en revue les modèles de comportement à température constante.

Et on va commencer par celui dont la forme est parmi les plus simples. La loi d'écoulement [GO79], valable en traction uniaxiale, dépend de plusieurs paramètres de la microstructure :

$$\sigma = \sigma_0 + K \left[\int_{\varepsilon_i}^{\varepsilon_f} \left(\frac{S^{\alpha'-\gamma}}{1-f} \right) d\varepsilon \right]^{\frac{1}{2}}$$

où σ_0 est la limite d'élasticité, $S^{\alpha'-\gamma}$ est la surface des interfaces $\alpha' - \gamma$ par unité de volume, f la fraction volumique de martensite, ε_i la déformation plastique à laquelle la martensite commence à se former et K une constante dépendant de la microstructure (longueur des dislocations, nombre de sources de dislocations).

Un autre modèle, aussi simple, est celui de Najafi-Zadeh et coll. [NZHCL82]. Il exprime la loi de comportement d'un acier composé d'austénite instable γ et de martensite α' sous la forme :

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_\gamma(\varepsilon) + [\sigma_{\alpha'}(\varepsilon) - \sigma_\gamma(\varepsilon)] \cdot f(\varepsilon)$$

La cinétique de transformation est donnée par le modèle de Guimaraes[79] [Gui72]. Les lois d'écoulement des phases sont données par les relations :

$$\sigma_\gamma(\varepsilon) = \sigma_{\gamma_0} + K_\gamma \cdot \varepsilon^n \quad \text{et} \quad \sigma_{\alpha'}(\varepsilon) = K_{\alpha'} \cdot \varepsilon^m$$

où σ_0, K_γ, n, $K_{\alpha'}$, m sont des constantes à identifier sur le comportement de chaque phase.

[78] chaque cristal est maillé par quelques éléments triangulaires en lui attribuant une orientation cristallographique

[79] $f = 1 - \exp(-K \cdot \varepsilon^z)$, les constantes K et z sont identifiées expérimentalement

Dans le cas des aciers TRIP multiphasés, Perlade et coll. [PBF03] ont modélisé leur comportement en traction uniaxiale en s'appuyant sur la loi des mélanges :

$$\sigma = (1 - f_\gamma) \cdot \sigma_m(\varepsilon_m) + f_\gamma \cdot \sigma_\gamma(\varepsilon_\gamma)$$

où f_γ est la fraction volumique initiale d'austénite résiduelle, σ_m la contrainte d'écoulement dans la matrice ferrite-bainite-martensite[80]. La contrainte d'écoulement dans l'austénite est calculée à partir de la relation

$$\sigma_\gamma = \sigma_{\gamma_0} + \alpha \cdot M \cdot \mu \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$$

dans laquelle α est une constante (α=0.4), M le facteur de Taylor (M=3), μ le module de cisaillement (μ=72 GPa), b le vecteur de Burgers ($2.5 \cdot 10^{-10}$ m). La contrainte critique d'écoulement dans l'austénite est calculée en fonction de la composition chimique de l'acier :

$$\sigma_{\gamma_0} = 68 + 354\%C + 20\%Si + 3.7\%Cr \qquad \text{(MPa)}$$

La densité des dislocations, ρ, est fonction de la fraction de martensite formée calculée à l'aide d'une formulation dérivée du modèle d'Olson et Cohen [OC75]. Les auteurs déterminent la cinétique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ (autocatalytique) en supposant la décroissance du volume des plaquettes de martensite formées avec l'avancée de la transformation dans un grain d'austénite résiduelle, i.e. plus un grain d'austénite résiduelle s'est transformé et moins il reste de place pour former des nouvelles plaquettes de martensite qui auront un volume plus faible que les premières plaquettes formées. La partition des déformations entre la matrice et l'austénite résiduelle s'effectue selon l'hypothèse Iso-W [81]. À partir de l'identification des paramètres sur les comportements locaux des différentes phases, les auteurs trouvent un bon accord entre l'éxpérience et la simulation du comportement en traction uniaxiale d'un acier TRIP multiphasé.

Narutani et coll. [NOC82] ont développé une modélisation de l'écoulement inélastique d'un acier austénitique. Leur modèle prend en compte la contribution du durcissement lors de l'apparition de la martensite et l'adoucissement dynamique. La loi de comportement s'écrit :

$$\sigma = \sigma_s - \Delta\sigma_d = (1 - f) \cdot \sigma_\gamma \cdot (\varepsilon - \alpha \cdot f) + f \cdot \sigma_{\alpha'} \cdot (\varepsilon - \alpha \cdot f) - \Delta\sigma_d$$

où σ_s représente l'écrouissage du matériau biphasé, σ_γ et $\sigma_{\alpha'}$ étant les contraintes d'écoulement de l'austénite et de la martensite ; $\alpha \cdot f$ est un terme qui prend en compte l'orientation des plaquettes de martensite (avec $\alpha = 0.12$). Le terme $\Delta\sigma_d$ est lié à l'incrément d'adoucissement dynamique résultant de la plasticité de transformation :

$$\Delta\sigma_d = \beta \cdot \frac{df}{d\varepsilon} \cdot \sigma_s$$

β est un paramètre à identifier sur l'expérience. Le comportement s'écrit :

$$\sigma = [(1 - f) \cdot \sigma_\gamma \cdot (\varepsilon - \alpha \cdot f) + f \cdot \sigma_{\alpha'} \cdot (\varepsilon - \alpha \cdot f)] \cdot (1 - \beta \cdot \frac{df}{d\varepsilon})$$

Après identification des paramètres, les auteurs constatent que le modèle est en bon accord avec l'expérience pour des essais de traction à différentes températures sur un acier initialement entièrement austénitique.

[80] σ_m est donnée en fonction de la taille de grain et de la composition chimique de l'acier [BIKL01]

[81] l'iso-travail de déformation, $\int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$ est le même dans la matrice et dans l'austénite résiduelle [BB02]. Cependant, la validité de l'hypothèse n'est nullement assurée pour toutes les directions (dans le volume), mais uniquement pour celle de la sollicitation de traction simple

Goel et coll. [GST85, SGT85] proposent un modèle théorique pour le comportement d'un acier dual-phase contenant de l'austénite métastable (env. 20 %). La cinétique de transformation de Ludwigson et Berger[82] [LB69] est couplée à un modèle de comportement composite. Les états de contrainte et de déformation se partitionnent selon un rapport constant entre la matrice (m), composée de ferrite (V_α) et de l'austénite résiduelle (V_{γ_r}), et la martensite de fraction volumique $V_{\alpha'}$:

$$\sigma = (V_\alpha + V_{\gamma_r}) \cdot \sigma_m + V_{\alpha'} \cdot \sigma_{\alpha'}$$

$$\varepsilon = (V_\alpha + V_{\gamma_r}) \cdot \varepsilon_m + V_{\alpha'} \cdot \varepsilon_{\alpha'}$$

Les comportements de chaque phase sont décrits à l'aide de la loi d'Hollomon[83]. Le modèle prend en compte l'écrouissage induit dans la ferrite par la transformation martensitique par l'introduction de deux paramètres ε_{dm} et ε_{dm}^T qui dépendent de l'accroissement de la densité des dislocations dans la ferrite généré par l'apparition de la martensite de trempe et de la martensite induite par la déformation :

$$(V_\alpha + V_{\gamma_r}) \cdot \sigma_m = V_\alpha \cdot K_\alpha \cdot [\varepsilon_m + \varepsilon_{dm} + \varepsilon_{dm}^T]^{n_\alpha} + V_{\gamma_r} \cdot K_{\gamma_r} \cdot \varepsilon_m^{n_{\gamma_r}}$$

En faisant varier la stabilité de l'austénite, les auteurs remarquent qu'une austénite trop stable ne contribue pas à l'amélioration de la résistance mécanique et de la ductilité, tandis qu'une austénite trop instable augmente la résistance au détriment de la ductilité. Ils préconisent une austénite suffisamment stable pour trouver un compromis optimal entre la résistance mécanique et la ductilité du matériau.

À partir de la cinétique donnée par le modèle d'Olson et Cohen[84] [OC75], Stringfellow et Parks [SPO92] proposent une loi de comportement incrémentale s'appliquant, comme la plupart des modèles présentés jusqu'ici, aux aciers TRIP inoxydables :

$$\dot{\Sigma} = C : [D - D^{in}]$$

où $\dot{\Sigma}$ est la dérivée de Jaumann du tenseur des contraintes et C le tenseur isotrope des modules d'élasticité ; D est le tenseur symétrique taux des déformations. La partie inélastique de D, D^{in}, est exprimé comme la somme de la contribution du glissement plastique D^p et de celle résultant de la transformation martensitique via le tenseur inélastique des vitesses des déformations ($D^{in} = D^p + D^T$) donné par

$$D^T = \dot{f} \cdot \left(A \cdot S + \frac{1}{3} \cdot \delta \cdot \frac{\Delta V}{V} \right)$$

La partie entre parenthèses représente la déformation de transformation instantanée accompagnant la formation de martensite, de fraction volumique instantanée $\dot{f}$. Elle est fonction du déviateur des contraintes macroscopiques S (via le paramètre A qui dépend aussi des caractéristiques mécaniques de l'austénite) et de la variation de volume associée à la transformation de phase.

[82] $V_{\alpha'} = A \cdot e_c^B \cdot V_{\gamma_r}$, où e_c représente la déformation totale, A et B sont des constantes. Plus précisément, A rend compte de la stabilité de l'austénite résiduelle par rapport à la déformation et B représente l'effet induit par la formation de la martensite sur la production de nouveaux embryons de martensite, i.e. il caractérise la nature autocatalytique de la transformation de phase

[83] la loi introduit deux paramètres constants K et n, $\sigma = K \cdot [\ln(1+e)]^n$ où σ est la contrainte et e la déformation ; n est le coefficient d'écrouissage

[84] selon Olson et Cohen [OC75] la fraction volumique f de martensite formée s'écrit $f = 1 - \exp\{-\beta \cdot [1 - \exp(-\alpha \cdot \varepsilon^p)]^n\}$, où α est une constante qui augmente lorsque l'énergie de faute d'empilement diminue. $\beta = C \cdot P \cdot \frac{\bar{\nu}_{\alpha'}}{(\bar{\nu}_{sb})^n}$, avec C une constante géométrique, P la probabilité qu'une intersection de bandes de cisaillement constitue un germe de martensite et l'exposant $n = 4.5$; $\bar{\nu}_{\alpha'}$ est le volume moyen d'une latte de martensite, $\bar{\nu}_{sb}$ est le volume moyen constant d'une bande de cisaillement. Les auteurs [SPO92] introduisent la sensibilité de la transformation à l'état macroscopique des contraintes, la fonction donnant la cinétique de transformation devient alors $\dot{f} = (1-f) \cdot (A_f \cdot \dot{\varepsilon}^{pA} + B_f \cdot \dot{\tau})$, avec $A_f = \alpha \cdot \eta \cdot (f_{sb})^{n-1} \cdot (1 - f_{sb}) \cdot P$, où f_{sb} est la fraction volumique des bandes de glissement ; B_f est une fonction de τ et de f_{sb}, l'exposant n (n=2) modélise une distribution aléatoire des orientations des bandes de cisaillement, η est une constante ; la triaxialité des contraintes est donnée par la relation $\tau = -\frac{p}{\bar{\sigma}}$, où p est la pression hydrostatique et $\bar{\sigma}$ la contrainte équivalente de Von Misès

La partie plastique D^p est décrite par les glissements plastiques dans chaque phase. À l'aide d'un modèle autocohérent [BHZ81] appliqué au comportement d'un matériau biphasé (composé d'austénite et de martensite) viscoplastique, isotrope et incompressible, en couplage avec la cinétique de transformation, les auteurs implémentent leur loi de comportement dans un code éléments finis. Les coefficients du modèle sont identifiés pour chaque température de sollicitation et des simulations sont réalisées pour plusieurs trajets radiaux.

Un autre modèle d'écrouissage est celui d'Iwamoto et Tsuta [IT00]. Il prend en compte une fonction de charge dépendant du troisième invariant J_3 du déviateur des contraintes :

$$\Im(J_2, J_3) = J_2 - k \cdot \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \cdot \bar{\sigma}^2 = 0 \quad \text{avec} \quad \bar{\sigma} = \sqrt{3 \cdot \left(J_2 - k \cdot \frac{J_3}{J_2^{1/2}} \right)} \qquad \text{[MM96]}$$

Le paramètre k est en relation avec le développement de la microstructure dans le matériau (évolution de la texture). Le taux de déformation inélastique se décompose en une partie plastique $\dot{\varepsilon}^p$, une partie déviatorique de transformation $\dot{e}^T$ et une partie de dilatation due à la transformation $\dot{\varepsilon}^{dilat}$:

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{in} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{p} + \dot{e}_{ij}^{T} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{dilat}$$

où

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} \frac{\partial \Im}{\partial \sigma_{ij}} \cdot \dot{\bar{\varepsilon}}^p \quad , \quad \dot{e}_{ij}^{T} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} \cdot R \cdot \dot{f} \cdot \frac{\partial \Im}{\partial \sigma_{ij}} \quad , \quad \dot{\varepsilon}_{ij}^{dilat} = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \cdot \dot{f} \cdot \delta_{ij}$$

$\bar{\varepsilon}^p$ est la déformation plastique équivalente, R est un paramètre représentant l'amplitude du changement de forme associé à la transformation martensitique. En rajoutant la déformation thermique, ε^{th}, la loi de comportement est donnée par l'équation suivante :

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl} \cdot (\dot{\varepsilon}_{kl} - \dot{\varepsilon}_{kl}^{th} - \dot{\varepsilon}_{kl}^{p} - \dot{e}_{kl}^{T} - \dot{\varepsilon}_{kl}^{dilat})$$

En couplant leur modèle avec la cinétique de transformation proposée par Iwamoto et coll.[85] [ITT98], les auteurs comparent les résultats numériques à ceux issus des essais expérimentaux sur des aciers TRIP inoxydables ayant différentes tailles de grain [MTT74]. Ils observent un bon accord entre la simulation et l'expérience.

Le modèle proposé par Diani et coll. [DBS95] est valable pour décrire le comportement mécanique en traction uniaxiale d'un acier TRIP biphasé (austénite+martensite) :

$$\dot{\Sigma}_{xx} = 3\mu_e \cdot (\dot{E}_{xx} - \dot{E}_{xx}^{T})$$

où $\dot{E}$ est l'incrément de déformation macroscopique totale et $\dot{E}^T$ l'incrément de déformation de transformation déterminé à l'aide de la relation

$$\dot{E}_{xx}^{T} = \frac{5\mu_m}{3\mu_e + 2\mu_m} \cdot \dot{f} \cdot \bar{\varepsilon}_{xx}^{B}$$

Le module de cisaillement μ_e du milieu effectif est obtenu à l'aide du modèle autocohérent appliqué par les auteurs à un matériau biphasé isotrope et incompressible. En traction simple, le modèle reproduit l'adoucissement dynamique observé par Olson et Cohen [OC82b].

[85] la fonction de transformation, donnant la formation de la martensite dans un acier inoxydable, est exprimée en fonction de la température, T, de la triaxialité des contraintes, τ, et d'un terme qui introduit la sensibilité à la vitesse de déformation par l'équation $f = (\alpha_1 \cdot T^2 + \alpha_2 \cdot T + \alpha_3 - \alpha_4 \cdot \tau) \cdot \left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_a^{p,slip}}{\dot{\varepsilon}_y} \right)^M$, où le paramètre M traduit la sensibilité de la transformation martensitique à la vitesse de déformation

Un modèle d'écrouissage basé sur la loi des mélanges [HHR98] est couplé à une loi donnant la cinétique de transformation[86] :

$$\sigma = [B_{HS} - (B_{HS} - A_{HS}) \cdot \exp(-m \cdot (\varepsilon^p_{eq})^n)] \cdot (K_1 + K_2 \cdot T) + \Delta H_{\gamma \to \alpha'} \cdot V_{\alpha'}$$

où ε^p_{eq} est la déformation plastique équivalente. Le premier terme représente une approximation de l'écrouissage de l'austénite. $\Delta H_{\gamma \to \alpha'}$ est l'incrément d'écrouissage induit par la transformation en martensite, supposé constant. Les paramètres B_{HS}, A_{HS}, m, n, K_1, K_2 et $\Delta H_{\gamma \to \alpha'}$ sont identifiés sur des essais de traction uniaxiale pour différentes vitesses de déformation. Les auteurs notent l'importante influence de la vitesse de sollicitation sur l'augmentation de la température du matériau lors d'un essai de traction uniaxiale sur un acier entièrement austénitique.

Lani et coll. [LFJ+02] modélisent par éléments finis un motif élémentaire de la microstructure d'un acier TRIP multiphasé dans lequel ils considèrent une distribution aléatoire d'inclusions d'austénite élastoplastique instable dans une matrice ferrito-bainitique dont le comportement est élastoviscoplastique. Le modèle de plasticité utilise la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby [Esh57], ainsi qu'une approche de type champ moyen lors de l'étape d'homogénéisation [MT73]. Dans chaque élément à l'intérieur de l'austénite, l'évolution de la fraction volumique de martensite est pilotée par un critère thermodynamique simplifié, dérivé de celui proposé par Fischer [Fis97] :

$$\sigma^A : \varepsilon^{T_I} \geq G$$

où G est la barrière thermodynamique de transformation dépendant de la température et de la déformation plastique de l'austénite (pour une composition chimique donnée). Selon les auteurs, G augmente avec la déformation plastique de l'austénite.

Comparé aux résultats expérimentaux obtenus par Furnémont [Fur03] lors de ses travaux, ce modèle donne de bonnes prédictions (en traction simple). En utilisant le modèle dans le cas d'un acier TRIP multiphasé proche de celui de notre étude, Furnémont [Fur03] conclut qu'il existe une valeur optimale pour le terme G qui permet d'obtenir le meilleur compromis résistance-ductilité dans un acier TRIP multiphasé. À l'heure actuelle, le modèle de Lani et coll. est appliqué à la simulation uniquement dans un point de la microstructure et son extension à la mise en forme n'a pas encore été effectuée. De plus, par rapport à un modèle polycristallin (voir, par exemple [Kub04]), il ne réduit pas considérablement le nombre de variables internes, car la description de la transformation par variants de martensite est toujours conservée.

1.3 – Conclusion

Tous les modèles passés en revue ont, à la base, été développés pour les aciers TRIP inoxydables. Dans chaque cas, une partie du modèle est dédiée au comportement des phases, une autre est consacrée à la description du phénomène de plasticité de transformation et de la transformation de phase, description qui peut être purement phénoménologique ou alors qui peut se faire à une échelle très fine et de façon beaucoup plus détaillée, en prenant en compte et en modélisant les mécanismes de transformation qui interviennent au niveau de la microstructure. In fine, le comportement mécanique global de l'acier est calculé soit avec une approche de type comportement composite, i.e. en injectant le modèle de transformation de phase dans le comportement des phases, soit en passant par une étape d'homogénéisation, le schéma autocohérent étant le plus souvent utilisé.

[86] la cinétique de trasnformation est donnée par la relation $\frac{dV_\gamma}{d\varepsilon} = \frac{B}{A} \cdot e^{\frac{Q}{T}} \cdot \left(\frac{1-V_\gamma}{V_\gamma}\right)^{\frac{1+B}{B}} \cdot {V_\gamma}^p \cdot \frac{1}{2} \cdot [1 - \tanh(C + D \cdot T)]$, où A, B, C, D, p et Q sont des paramètres à identifier sur des essais de traction uniaxiale pour différentes vitesses de déformation et différentes températures [HHR98]

Très peu nombreux sont les modèles de comportement spécialement développés pour les aciers TRIP multiphasés. Par exemple, on peut citer le modèle de Perlade et coll. [PBF03] ou celui de Lani et coll. [LFJ+02]. Néanmoins, même ces approches dérivent et ont été adaptées à partir de celles utilisées auparavant pour les aciers TRIP inoxydables, plus précisément, du modèle d'Olson et Cohen [OC75], de celui de Fischer [Fis97, FRW+00] et, très récemment [Kub04], du modèle polycristallin [CBS98, CBL00].

Du point de vue de leur construction, ces modèles sont complets et très prometteurs. Ils utilisent tous une base physique pour la description du comportement des phases et de la transformation martensitique. S'ils ne sont pas encore prêts pour une utilisation industrielle de simulation de la mise en forme, c'est à cause de leur lourdeur due au grand nombre de variables internes utilisées. Aussi, ils n'ont pas encore été validés sur des cas réels de pièces embouties[87].

Un point sensible lié à l'utilisation pratique dans l'industrie des modèles de comportement reste celui posé par leur implémentation. En effet, à l'heure actuelle, le nombre de codes de simulation de la mise en forme est limité (Pam-Stamp, Autoform, LS-Dyna, etc.) et l'introduction des lois de comportement utilisateur comme celles exprimées par les modèles décrits ci-dessus est délicate à réaliser.

[87] sauf pour le récent modèle de Kubler [Kub04] qui a été testé afin de simuler, sous Abaqus, l'emboutissage avec l'outil en croix ; mais les résultats de ces simulations, dont les temps de calcul sont largement supérieurs aux attentes des industriels, doivent encore être validés

2 – Application à l'acier TRIP 800

Au vu des conclusions du précédent paragraphe et dans une démarche d'utilisation pratique de la loi de comportement, nous avons choisi de modéliser de façon simple le comportement mécanique de l'acier TRIP 800. Comme d'autres auteurs l'ont déjà fait, il s'agit de déterminer d'abord le comportement des phases qui, couplé à une loi de transformation multiaxiale, sera ensuite intégré dans une loi des mélanges donnant le comportement mécanique 3D de l'acier.

Pour les aciers TRIP multiphasés, à teneur en austénite résiduelle inférieure à 15 % et dont l'austénite résiduelle est très stable thermiquement, le phénomène de plasticité de transformation, i.e. la macrodéformation induite lors de la diminution de la température à charge constante, n'a pas été vérifié. Toutefois, il semblerait que la déstabilisation thermique de l'austénite résiduelle est négligeable devant sa déstabilisation mécanique. Nous avons donc ignoré la plasticité de transformation et il n'a pas été question d'en tenir compte lors de l'étape de modélisation du comportement mécanique du TRIP 800.

2.1 – Le comportement des phases

Dans nos travaux, nous avons estimé le comportement des phases (ferrite et austénite résiduelle) par deux méthodes. La première est expérimentale, basée sur des mesures par diffraction de neutrons lors d'un essai de traction simple sur une éprouvette en acier TRIP 800. De cette façon on peut obtenir le comportement des phases dans le mélange à la température de l'essai, ici, la température ambiante. L'inconvénient de cette technique est qu'elle nécessite l'accès aux moyens expérimentaux de mesure spécifiques.

La deuxième méthode utilise une approche à champs moyens. Son utilisation requiert la courbe expérimentale d'un essai (traction simple, cisaillement, etc.) et la cinétique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ correspondante. L'optimisation des paramètres du modèle permet finalement de remonter au comportement des phases. La méthode a l'avantage de la rapidité. En outre, si on possède la courbe expérimentale d'un essai à une température autre que la température ambiante, ainsi que sa cinétique de transformation, nous devrions pouvoir obtenir le comportement des phases à cette température-là.

2.1.1 – Mesures par diffraction de neutrons

Les mesures par diffraction de neutrons ont déjà été utilisées pour étudier les déformations induites de façon thermique ou mécanique dans les matériaux [KH90, MSKK91], mais aussi la transformation martensitique assistée par la contrainte (SAM) [ODWM02]. C'est une technique idéale pour déterminer les déformations élastiques dans un matériau multiphasé, car elle permet de distinguer les phases et de mesurer les déformations élastiques de leur réseau cristallin suivant toutes les orientations cristallographiques possibles. Par rapport à la diffraction des rayons X, dont les analyses sont limitées aux seules régions proches de la surface, la diffraction de neutrons réalise des mesures volumiques, ce qui, dans notre cas (taille de grain de l'austénite résiduelle inférieure au micron), constitue un avantage non-négligeable. Pour la plupart des matériaux (poudres, alliages métalliques) la distance de pénétration est de l'ordre de quelques millimètres [Bac75] (à comparer aux quelques microns des rayons X).

Des mesures in-situ par diffraction de neutrons ont été réalisées au Laboratoire Léon Brillouin du CEA de Saclay. Le chargement de l'éprouvette, dont la géométrie est identique à celle de l'éprouvette de traction (cf. annexe B.1.1), est effectué à l'aide d'une platine de traction manuelle, spécialement conçue pour être montée sur le diffractomètre. La figure 113 illustre le principe de la méthode de mesure.

Ces mesures nous ont permis de déterminer les déformations élastiques des réseaux cristallins des phases lors d'une sollicitation en traction uniaxiale de l'acier TRIP 800 en fonction de la contrainte macroscopique appliquée. Parce que les réflexions correspondant aux plans $\{311\}_{\gamma_r}$ et $\{211\}_{\alpha}$ sont relativement peu affectées par les déformations intragranulaires, ces familles de plans caractérisent le mieux le comportement macroscopique des cristaux CFC et CC [CLL98]. Dû aux contraintes techniques, nous n'avons pas eu accès aux réflexions de ces familles de plans. Les déformations élastiques dans les phases ont donc été calculées à partir de la variation de la distance entre les plans $\{111\}_{\gamma_r}$ de l'austénite résiduelle et $\{110\}_{\alpha}$ de la ferrite. Le faisceau incident monochromatique de neutrons ($\lambda = 1.227$ Å) est diffracté par un cristal de Ge dans un détecteur composé de capteurs disposés tous les 0.1° et couvrant un angle de 90°. Ces capteurs comptent chaque impact des neutrons diffractés provenant des plans appartenant à ces familles. Généralement, les temps de comptage pour déterminer les pics de Bragg varient entre 5 minutes pour la ferrite à 30 minutes pour l'austénite résiduelle. Dans notre cas, ces temps de comptage se sont avérés insuffisants (dû au faible volume analysé, de 3x1.35 mm^2), surtout en ce qui concerne l'austénite résiduelle ; mais le temps d'accès au faisceau étant limité (une demi-journée), nous n'avons pas eu la possibilité d'augmenter les temps d'acquisition.

Les mesures par diffraction de neutrons permettent de déterminer la déformation élastique du réseau cristallin. La variation de la distance entre les plans du réseau est calculée avec la relation :

$$\varepsilon_{hkl} = \frac{d^{hkl} - d_0^{hkl}}{d_0^{hkl}}$$

où d_0^{hkl} représente l'espacement initial entre les plans cristallins et d^{hkl} l'espacement des plans correspondant à un chargement donné. Un exemple de décalage de pics $\{311\}$ de l'austénite est donné sur la figure 114-(a). En pratique, la déformation du réseau est calculée directement à partir des angles de Bragg[88] par une relation simplifiée[89] qui s'écrit :

$$\varepsilon_{hkl} = -\frac{\Delta\theta}{2} \cdot \operatorname{cotan}\theta_0$$

[88]nous rappelons la relation de Bragg, $\lambda = 2d^{hkl}\sin\theta$ où λ est la longueur d'onde, d^{hkl} la distance entre les plans du réseau cristallin et θ l'angle de diffraction. Comme λ est constante, la variation de d^{hkl} provoquera une variation de θ qui se traduit donc par un déplacement des pics de diffraction, figure 114-(a). À tout moment lors du chargement, le paramètre de maille de l'austénite résiduelle ou celui de la ferrite peut être calculé à partir de la relation $a = d \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} = \frac{\lambda}{2\sin\theta} \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}$

[89]il s'agit d'un développement en série de Taylor de $\sin\theta$ à l'ordre 1, en $\theta = \theta_0$

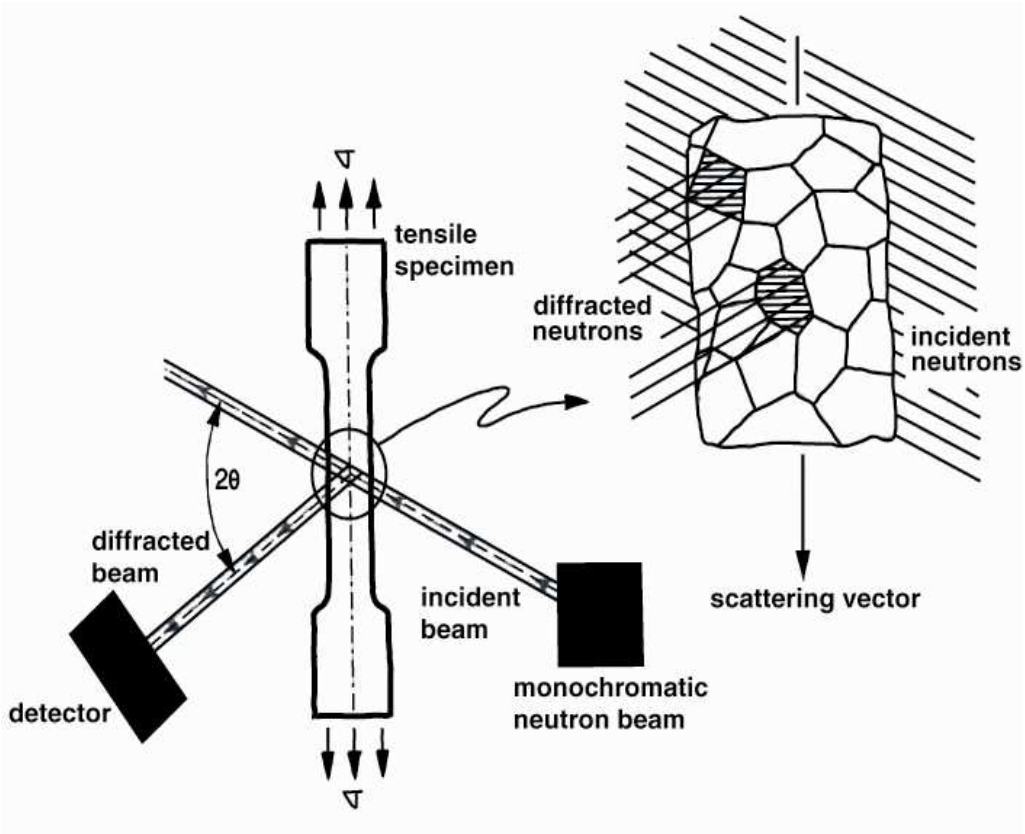


FIG. 113 – Illustration schématique du principe de la méthode de mesure par diffraction de neutrons [DBMR00]

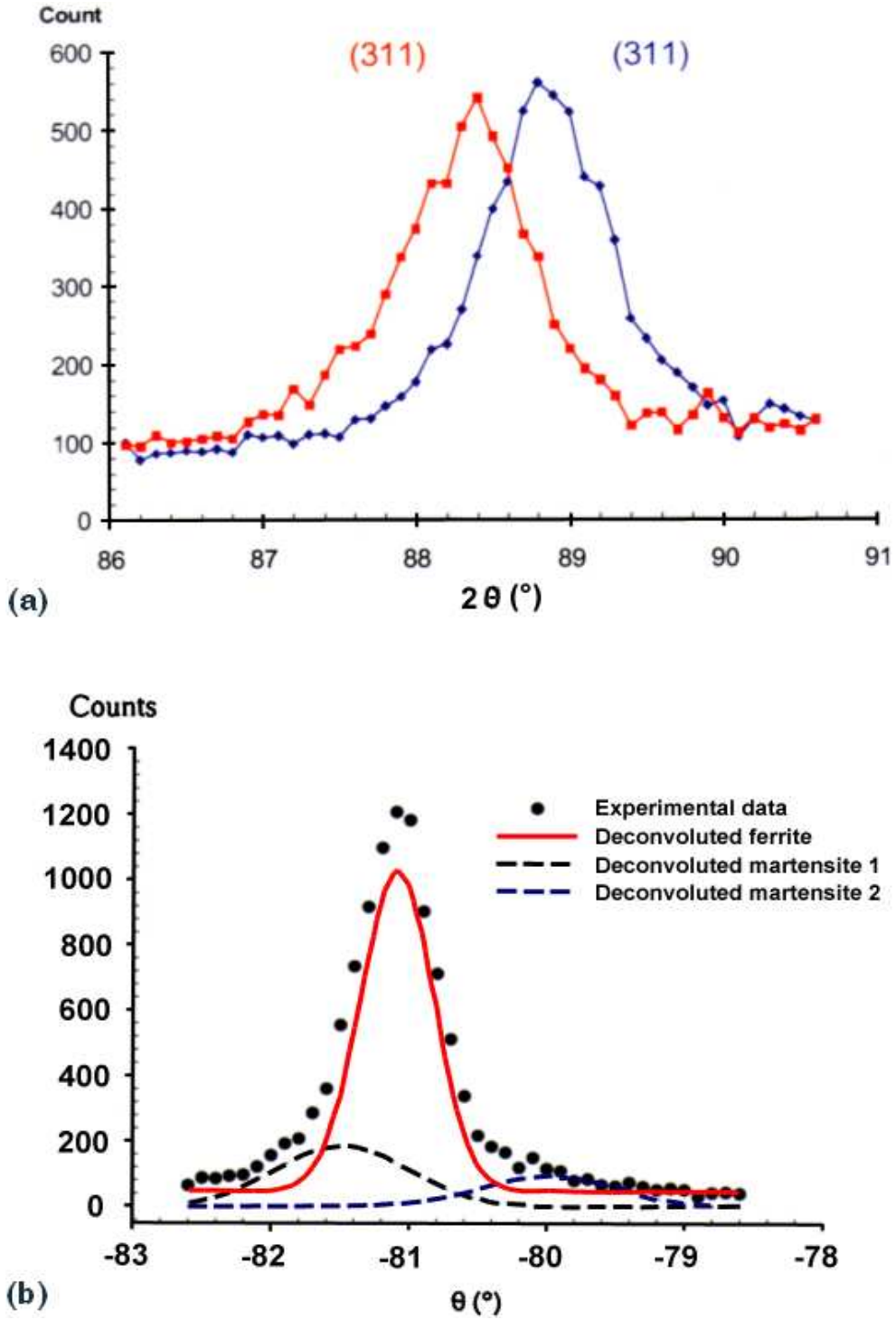


FIG. 114 – (a) Déplacement des pics de diffraction de l'austénite entre l'état initial (courbe bleue) et l'état correspondant à 1 % de déformation macroscopique en traction [Fur03]; (b) Illustration des pics de martensite "cachés" sous le pic de diffraction de la ferrite. Pour obtenir une mesure quantitative exacte de ces deux phases, il faut déconvoluer les pics de la martensite {101} et {110} de celui de la ferrite {110}, ce qui est très difficile [Fur03]

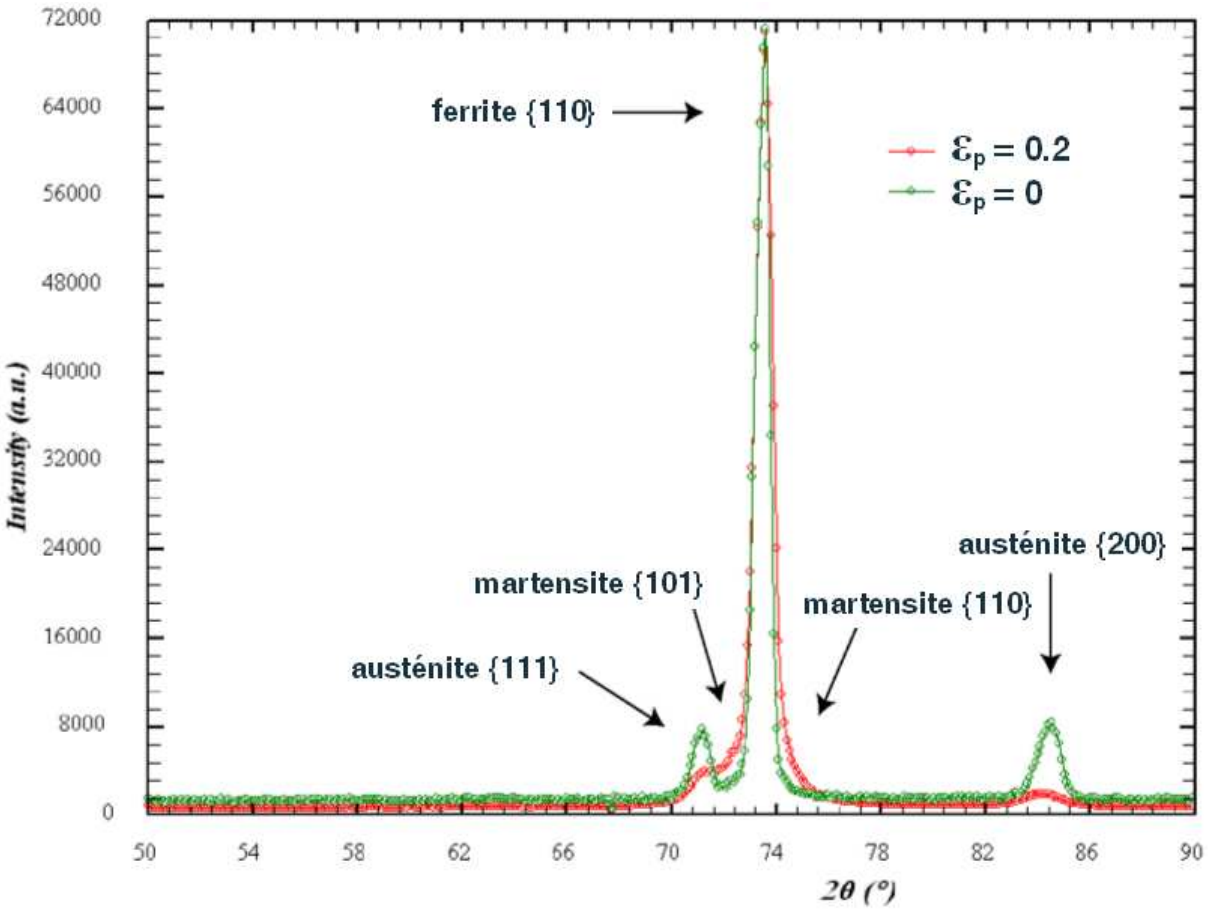


FIG. 115 – Pics de diffraction de la ferrite et de l'austénite résiduelle. Illustration de l'évolution de la quantité d'austénite résiduelle entre l'état non-déformé (courbe verte) et l'état correspondant à une déformation macroscopique moyenne supérieure à 20 % : le pic {200} de l'austénite résiduelle a complètement disparu, tandis que les pics {101} et {110} de la martensite se sont développés sous le pic de la ferrite {110}. L'intensité du pic {111} de l'austénite résiduelle a aussi beaucoup diminué. Cela témoigne de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ induite par la déformation plastique

La figure 114-(b) montre que les pics de diffraction correspondant à la martensite induite par la déformation plastique sont masqués par le pic de diffraction de la ferrite. Il est donc impératif de déconvoluer ces pics si l'on veut mesurer de façon quantitative les déformations élastiques de chacune de ces phases. Nous ne l'avons pas fait, car, d'un côté, cela est très difficile à réaliser et, d'un autre côté, il a été montré [Fur03] que la position relative du pic de la ferrite et donc, la déformation de son réseau cristallin, n'est pas perturbée pas la présence des pics de la martensite, figure 114-(b).

La figure 115 montre la diminution/disparition des pics de l'austénite résiduelle en faveur de la croissance des pics de la martensite pendant la déformation plastique. Au-delà de 20 % de déformation, la transformation martensitique est stoppée et la fraction volumique de l'austénite résiduelle reste stable, à environ 4 %.

Les déformations élastiques des réseaux cristallins de l'austénite résiduelle et de la ferrite ont donc été mesurées en fonction de la déformation imposée à l'échantillon pendant un essai de traction in-situ. À chaque niveau de charge, l'essai de traction est interrompu (l'éprouvette étant toujours sous charge) pour permettre d'obtenir les pics de diffraction correspondant aux deux familles de plans cristallins des phases, $\{111\}_{\gamma_r}$ de l'austénite résiduelle et $\{110\}_{\alpha}$ de la ferrite, respectivement. Les temps de comptage étant particulièrement réduits, les spectres obtenus sont assez perturbés, en particulier ceux correspondant aux pics de l'austénite résiduelle, voir figures 116-(a) et 116-(b). L'utilisation d'un logiciel développé au CEA pour le dépouillement de ce type de mesures nous a permis d'ajuster correctement les données expérimentales et d'obtenir les valeurs des angles de Bragg correspondant à chaque palier de chargement/déformation macroscopique, comme montré sur les figures 116-(a) et 116-(b). L'ensemble des déformations élastiques des deux phases obtenues pour plusieurs paliers de chargement est représenté sur la figure 117 en fonction de la déformation macroscopique correspondant à chaque niveau de chargement. On remarque que, pour un même niveau de chargement macroscopique, la déformation élastique de la maille de l'austénite résiduelle est supérieure à celle de la ferrite ; on conclut que, pendant la sollicitation mécanique, cette phase supporte localement un niveau de contrainte supérieur à celui dans la ferrite.

Modules d'Young des phases γ_r et α

À partir de la connaissance des modules d'Young des phases diffractantes, on peut calculer les contraintes dans les phases durant le chargement mécanique. Il existe deux méthodes pour obtenir ces modules des phases :

1. En sachant que, pour une phase donnée, nous mesurons par cette méthode la déformation élastique d'une famille de plans {hkl} de son réseau cristallin (ou du paramètre de maille correspondant), la déviation de l'évolution linéaire de cette déformation représentée en fonction de la charge macroscopique appliquée peut être utilisée pour déterminer le module apparent de cette phase, voir figure 117-(b).

   $$\sigma^{hkl} = E^{hkl} \cdot \varepsilon^{hkl}$$

   Avec cette démarche, l'hypothèse de Reuss (iso-contraintes) [Reu29] pour les contraintes est implicitement faite (en élasticité) ; mais en sachant que les deux phases ont des constantes élastiques proches, les erreurs induites par cette hypothèse sont minimes. Par ailleurs, dans le régime élastique, l'austénite résiduelle et la ferrite ont des modules d'Young dont les valeurs sont peu différentes, ce qui justifie l'utilisation de l'hypothèse de Reuss [Fur03].

   Après interpolation linéaire des valeurs des déformations élastiques des phases avec la contrainte macroscopique ($\sigma = \sigma^{hkl}$), on obtient les modules d'Young, $E_{\gamma_r} = 215$ GPa pour l'austénite résiduelle et $E_{\alpha} = 225$ GPa pour la ferrite, respectivement. Ces valeurs sont en bon accord avec celles obtenues par Furnémont [Fur03] lors de son étude sur un acier TRIP multiphasé de composition chimique légèrement différente de la nôtre et aussi avec les valeurs données pour l'austénite et pour la ferrite par Suh et coll. [ST75].

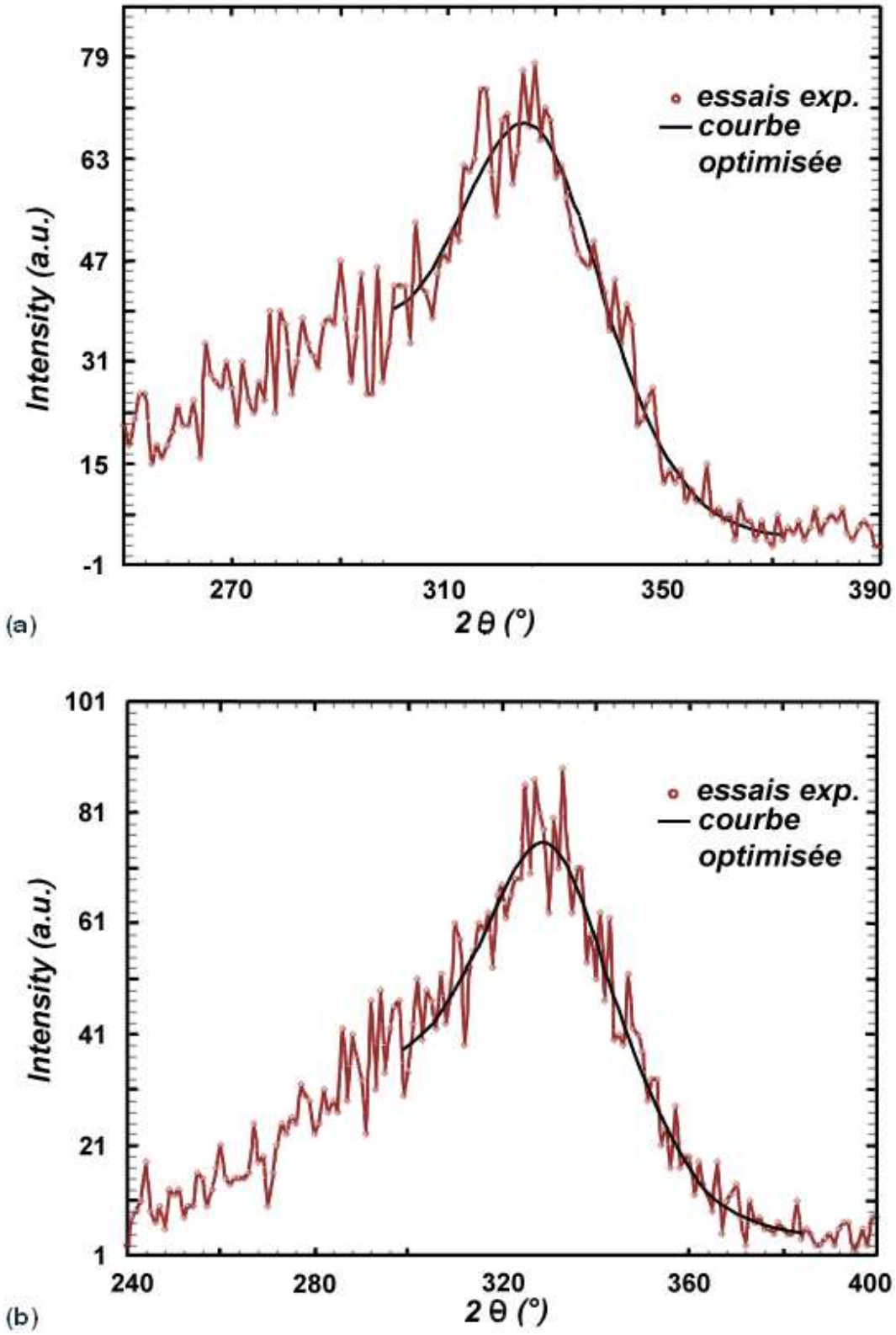


FIG. 116 – Pics de diffraction correspondant à la famille {111} de plans cristallins de l'austénite résiduelle, pour deux niveaux différents de déformation macroscopique. À cause des faibles durées de comptage, les spectres sont assez perturbés. On remarque cependant la position des angles de diffraction (ou angles de Bragg) obtenue à l'aide d'un logiciel de traitement fourni par le CEA de Saclay

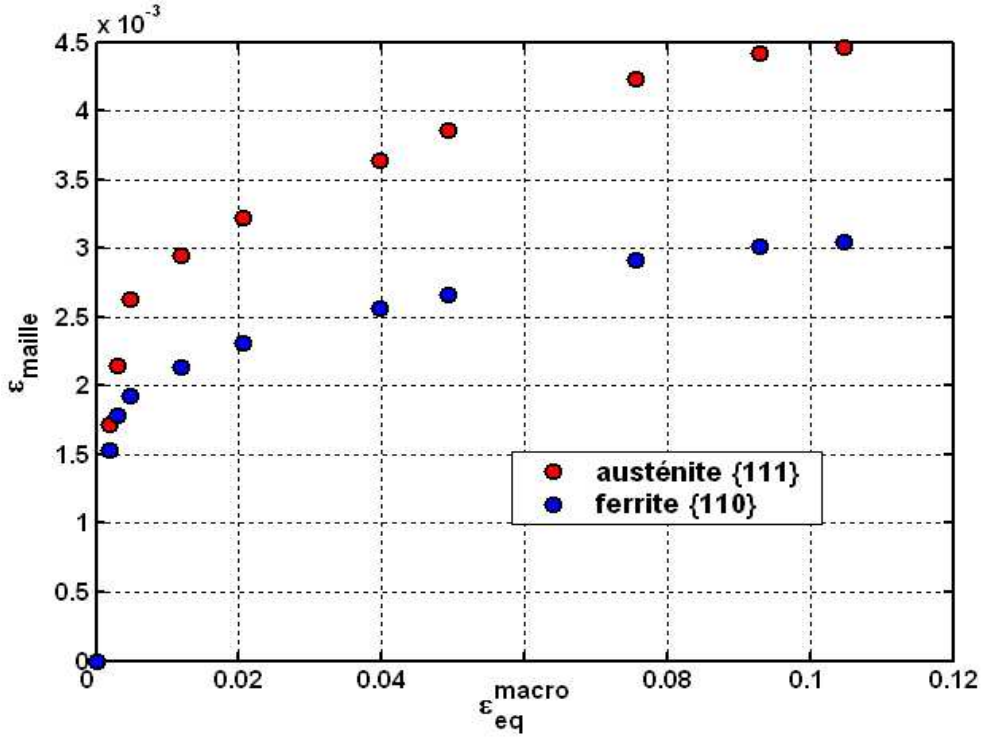


FIG. 117 – Évolution de la déformation élastique du réseau cristallin de la famille $\{111\}_{\gamma_r}$ de l'austénite résiduelle (points en rouge) et $\{110\}_\alpha$ de la ferrite (points bleus), respectivement, en fonction de la déformation macroscopique. Mesures par diffraction de neutrons

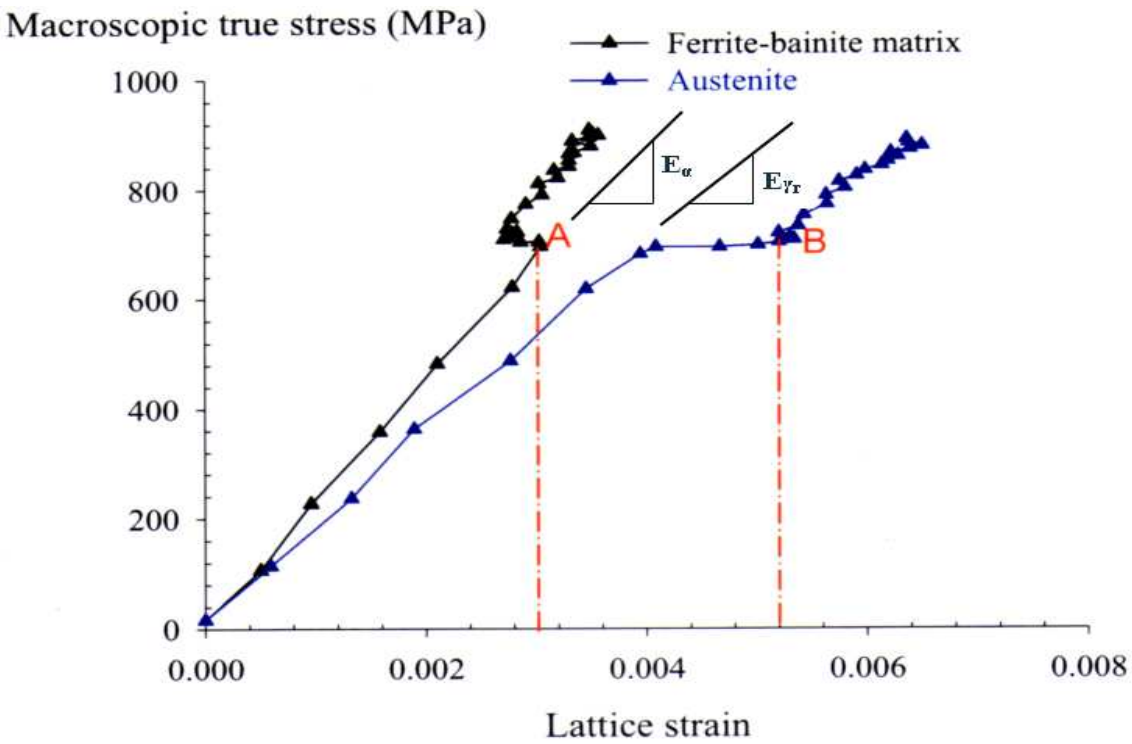


FIG. 118 – Déformations élastiques de l'austénite résiduelle $\{311\}_{\gamma_r}$ et de la ferrite $\{211\}_\alpha$ en fonction de la contrainte macroscopique lors d'un essai de traction in-situ d'un acier TRIP 0.29C-1.42Mn-1.41Si. Les points A et B correspondent aux limites d'élasticité de la ferrite et, respectivement, de l'austénite résiduelle [Fur03]

2. Le module d'Young, E^{hkl}, correspondant à une direction particulière peut aussi être calculé à partir de la matrice de rigidité d'un type de cristal donné. Là encore, des hypothèses comme celles de Reuss (iso-contraintes), de Voigt (iso-déformations) ou alors d'autres hypothèses, situées entre ces deux extrêmes, doivent être faites pour estimer la contrainte locale. Hill [Hil52] a montré que la valeur réelle du module d'Young se situe quelque part entre les extrêmes proposés par Reuss et par Voigt. Furnémont [Fur03] a appliqué une méthode plus élaborée [Krö58] pour déterminer les modules d'Young des familles de plans $\{311\}_{\gamma_r}$ et $\{211\}_{\alpha}$. Cette méthode nécessite la connaissance des valeurs théoriques des complaisances élastiques (C_{11}, C_{12}, C_{44}) des cristaux de structure cubique à faces centrées (CFC) de l'austénite résiduelle et cubique centrée (CC) de la ferrite, valeurs calculées par Dawson et coll. [DBMR00]. L'auteur trouve que les valeurs des modules d'Young obtenues de cette façon sont très proches de celles données par la première méthode de calcul, plus "expérimentale". Cela justifie encore l'utilisation de l'hypothèse de Reuss pour extraire les modules des phases.

Limites d'élasticité des phases γ_r et α

La figure 118 montre la variation de la contrainte macroscopique en fonction de la déformation élastique des réseaux cristallins correspondant aux familles des plans $\{311\}_{\gamma_r}$ et $\{211\}_{\alpha}$. On remarque que, tant qu'on reste dans le domaine élastique, la dépendance de cette déformation par rapport à la contrainte macroscopique appliquée est linéaire. Le point A correspond à l'entrée en plasticité de la phase CC, i.e. de la ferrite. À partir de cet instant, l'austénite résiduelle doit supporter un niveau de contrainte local plus élevé, ce qui se traduit par une augmentation soudaine de la déformation élastique de son réseau cristallin. Au-delà du point B de la courbe, l'austénite résiduelle commence aussi à se déformer plastiquement. Les déformations élastiques aux points A et B correspondent, après conversion grâce à la connaissance des modules d'élasticité de ces phases, aux limites d'élasticité de chaque phase.

Pour notre acier, les limites d'élasticité des phases, calculées suivant cette méthode, valent respectivement $\sigma_{y_{\gamma_r}} = 570$ MPa pour l'austénite résiduelle et $\sigma_{y_\alpha} = 425$ MPa pour la ferrite. Ces valeurs semblent faibles comparées à celles obtenues par Furnémont [Fur03] pour un acier TRIP de composition 0.29C-1.42Mn-1.41Si, dont l'austénite résiduelle contient environ 1 wt% C (l'auteur trouve $\sigma_{y_{\gamma_r}} = 720$ MPa et $\sigma_{y_\alpha} = 530$ MPa). On rappelle que la teneur en carbone du TRIP 800 est plus faible ($c_c = 0.19$), mais que, au contraire, la teneur en carbone de l'austénite résiduelle est plus élevée, $c_{\gamma_r} = 1.18$. Or, il est bien connu que cet élément γ-gène qu'est le carbone est celui dont la présence durcit le plus l'austénite résiduelle [Hai88]. Le traitement thermique du TRIP 800, différent de celui de l'acier TRIP que Furnémont à utilisé dans son étude, pourrait expliquer le désaccord entre nos résultats et ceux rapportés par cet auteur.

En utilisant la formule empirique donnée par Perlade et coll. [PBF03] pour calculer la limite d'élasticité initiale de l'austénite résiduelle en fonction de sa composition chimique, $\sigma_{\gamma_r} = 68 + 354\%C + 20\%Si + 3.7\%Cr$ (MPa), nous obtenons 525 MPa, valeur proche de celle obtenue expérimentalement avec les mesures par diffraction de neutrons. Pour la suite de notre étude, nous allons donc garder la valeur de 570 MPa pour la limite d'élasticité de la phase γ_r.

Les figures 119-(a) et 119-(b) montrent les courbes de comportement des phases obtenues avec la méthode de mesures in-situ par diffraction de neutrons. L'hypothèse de Taylor est faite pour les déformations, $\varepsilon_{eq}^{macro} = \varepsilon_{\gamma_r} = \varepsilon_{alpha}$, où ε_{eq}^{macro} est la déformation macroscopique de traction (équivalente au sens de Von Misès). Pour chaque niveau de déformation macroscopique, les contraintes locales dans les deux phases sont calculées en multipliant la valeur des déformations élastiques des phases par le module d'Young de la phase correspondante.

Nous avons également représenté sur ces figures les courbes de comportement des phases approchées avec la loi de Ludwick, qui s'écrit sous la forme $\sigma_i = \sigma_{y_{i_0}} + k_i \cdot (\varepsilon_i^p)^{n_i}$, où i représente ici l'austénite résiduelle (γ_r) ou la ferrite (α), n_i étant l'indice d'écrouissage de chaque phase[90]. Cette fois, les contraintes locales dans les phases sont fonction de la déformation plastique[91]. Les paramètres de la loi sont donnés dans le tableau 19 pour chaque phase.

phase	E (GPa)	σ_y (MPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	k (MPa)	n
γ_r	215	570	610	1865	0.64
α	225	425	455	1060	0.58

TAB. 19 – Valeurs des modules d'Young, des limites d'élasticité (σ_y et $Rp_{0.2}$) et des paramètres de la loi de Ludwick pour l'austénite résiduelle (γ_r) et pour la ferrite (α)

La figure 120 illustre les résultats obtenus en faisant le même genre de mesures par Furnémont [Fur03] lors de ses études. Même si son acier a subi un traitement thermique (recuit à 760 °C pendant 6 minutes et maintenu à 410 °C pendant 6 minutes) qui n'est pas le même que celui du TRIP 800 et, même si cet acier a une composition chimique (0.29C-1.42Mn-1.41Si) différente de celle du TRIP 800, on remarque que le comportement des phases est très semblable à celui de l'acier de notre étude. Par ailleurs, les paramètres de la loi de Ludwick des phases sont très proches des nôtres (voir tableau 20). L'auteur a également pu déterminer le comportement de la martensite, dont les paramètres d'écoulement sont montrés dans le tableau 20.

phase	E (GPa)	σ_y (MPa)	k (MPa)	n
γ_r	190	720	1547	0.63
α	211	530	1526	0.73
α'	195	>1500	28750	0.95

TAB. 20 – Valeurs des modules d'Young, des limites d'élasticité et des paramètres de la loi de Ludwick pour l'austénite résiduelle (γ_r), pour la ferrite (α) et pour la martensite (α') selon Furnémont [Fur03]

Le même auteur [Fur03] a mesuré l'évolution de la limite d'élasticité initiale de l'austénite résiduelle en fonction de sa teneur en carbone, figure 121. Ces valeurs n'étaient pas attendues, car l'austénite est généralement considérée comme étant une phase molle. Une fois de plus, la haute teneur en carbone de l'austénite résiduelle semble responsable de ce phénomène. Irvine et coll. [ILP69] ont rapporté une augmentation de l'ordre de 300 à 400 MPa de la limite d'élasticité de l'austénite pour une augmentation de 1 % de sa teneur en carbone. D'autres auteurs [WC98] signalent que cette influence du carbone sur la limite d'élasticité de l'austénite serait tout de même moins importante. Néanmoins, nos résultats confirment ceux obtenus lors de mesures de nanoindentation (cf. chapitre II, § 1.4) qui montraient que l'austénite résiduelle a une dureté de l'ordre de 8-10 GPa, bien supérieure à celle de la ferrite, dont la dureté est de l'ordre de 4 GPa.

[90] l'utilisation de la loi de Ludwick (à la place de la loi d'Hollomon, par exemple) est justifiée par le fait qu'elle introduit explicitement dans la relation contrainte-déformation un terme représentant la limite d'élasticité, ce qui rend la manipulation de la loi plus commode

[91] les courbes expérimentales (interpolées) du comportement des phases, sur lesquelles nous avons auparavant soustrait en chaque point la déformation élastique, ont été approchées avec la loi de Ludwick qui donne, donc, pour chaque phase, la contrainte locale en fonction de la déformation plastique

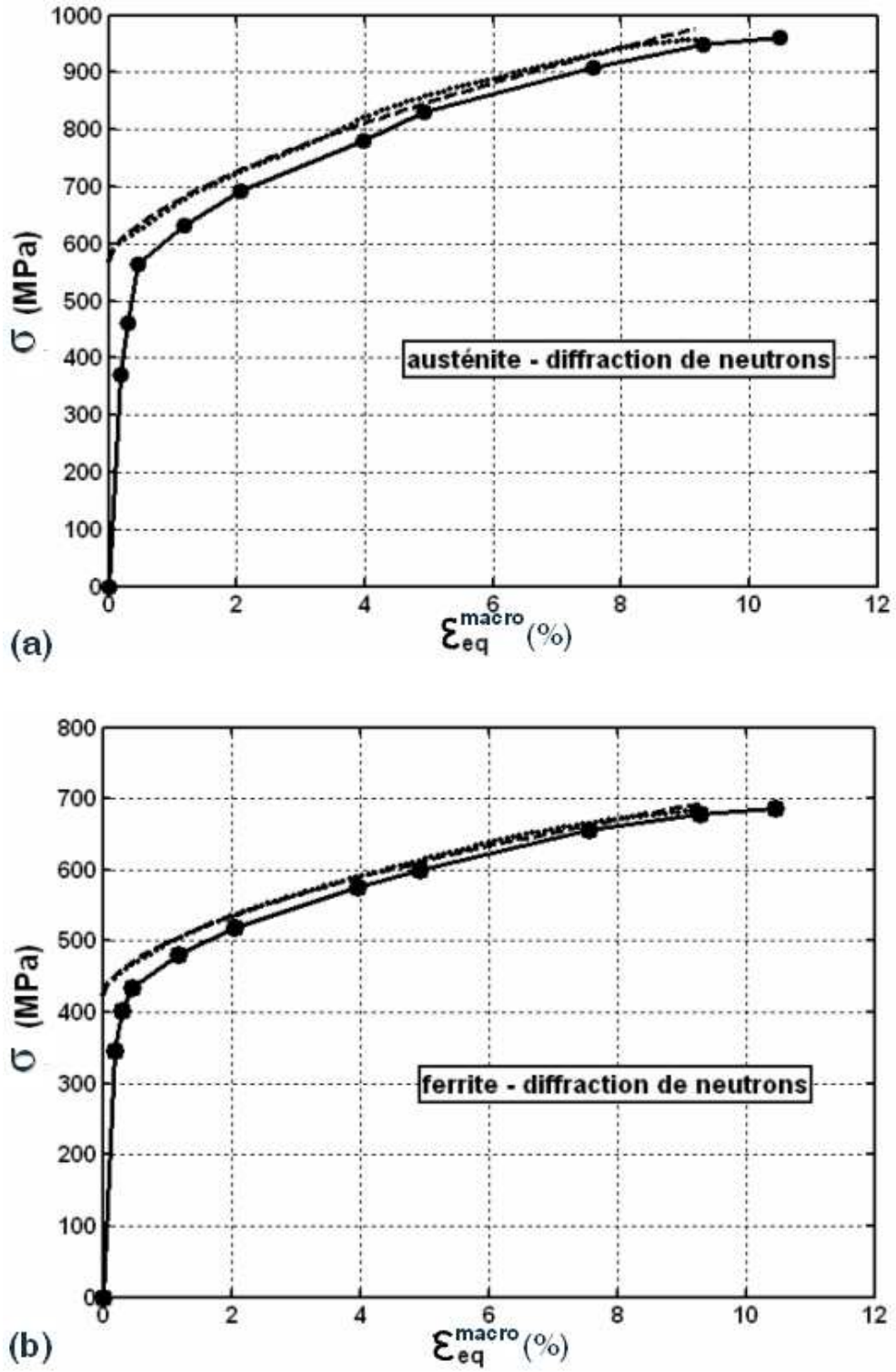


FIG. 119 – Courbes d'écoulement (a) de l'austénite résiduelle et (b) de la ferrite. Sur chaque figure, les courbes discontinues correspondent à l'approximation des courbes expérimentales avec la loi de Ludwick, ces courbes étant décalées à la valeur $\varepsilon_p = 0$. Les équivalents sont pris au sens de Von Misès

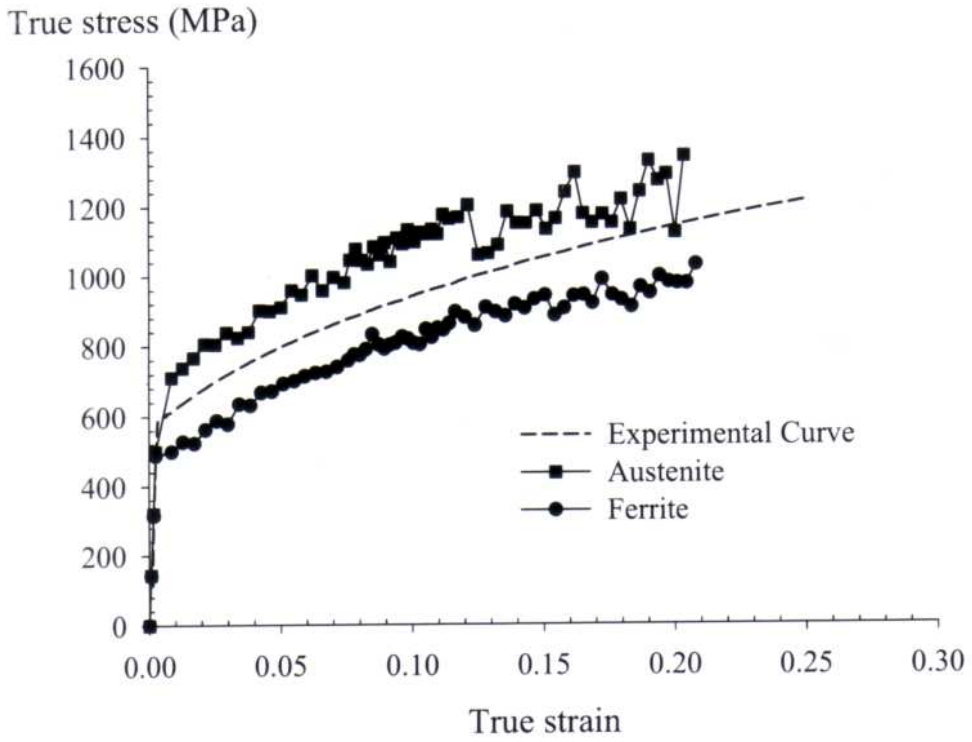


FIG. 120 – Courbes d'écoulement obtenues par mesures in-situ de diffraction de neutrons représentant le comportement de l'austénite résiduelle et de la matrice ferrito-bainitique pour un acier TRIP multiphasé 0.29C-1.42Mn-1.41Si [Fur03]

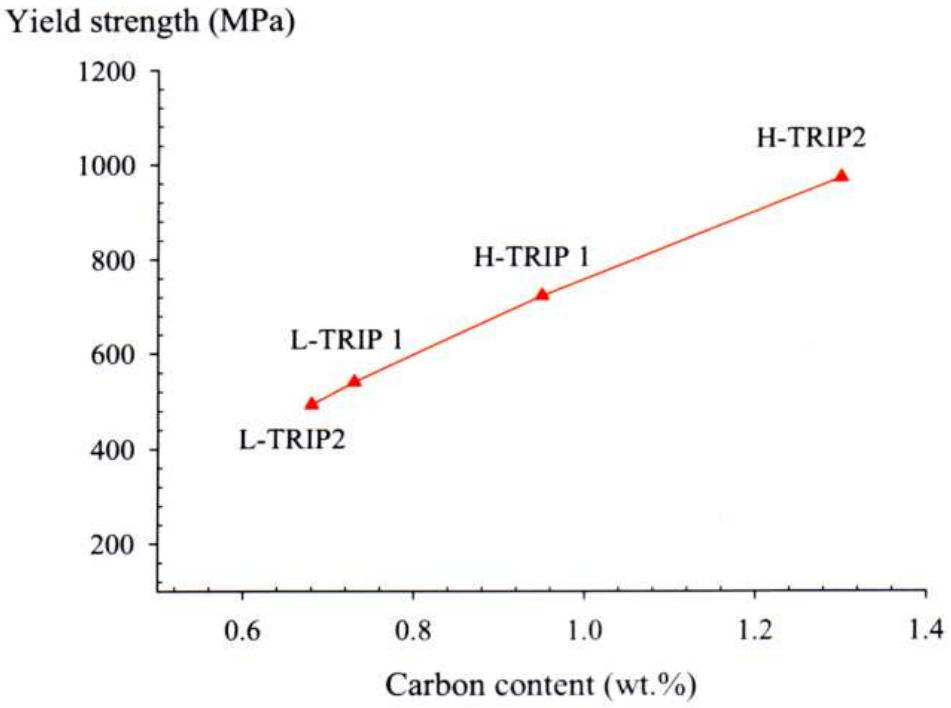


FIG. 121 – Évolution de la limite d'élasticité initiale de l'austénite résiduelle de plusieurs aciers TRIP multiphasés en fonction de sa teneur en carbone [Fur03]

2.1.2 – Modèle à champs moyens

On considère un milieu biphasé matrice-inclusion. Le modèle de comportement est basé sur une approximation du schéma autocohérent développée par Kröner [Krö61] dans le cas isotrope pour les polycristaux élastoplastiques. La règle de localisation s'écrit :

$$\dot{\underset{\sim}{\sigma}} = \dot{\underset{\sim}{\Sigma}} + 2\mu(1-\beta)(\dot{\underset{\sim}{E}}^p - \dot{\underset{\sim}{\varepsilon}}^p)$$

où σ représente la contrainte dans l'inclusion, Σ la contrainte à l'infini (contrainte macroscopique), μ est le module effectif, β un paramètre du modèle, ε^p est la déformation plastique dans l'inclusion et E la déformation à l'infini (déformation macroscopique). Il a été établi que ce modèle n'est pas très différent des résultats de l'analyse de Taylor consistant à considérer que la déformation est uniforme dans tout l'agrégat (hypothèse de type Voigt) [Zao85].

En considérant maintenant un milieu constitué par trois phases, correspondant à l'austénite résiduelle, à la ferrite et à la martensite de l'acier TRIP, le modèle présenté ci-dessus est caractérisé par le fait que le terme d'accommodation pour une phase donnée fait intervenir la différence entre la déformation plastique globale et la déformation plastique de la phase en question, mais avec un facteur d'accommodation scalaire qui diminue avec la déformation plastique, ce qui atténue les hétérogénéités de contrainte. À chaque constituant est attachée une "contrainte interne", $2\mu(1-\beta)\varepsilon^p$, qui dépend non linéairement de l'état actuel de la déformation plastique au travers du terme β. Le même résultat peut être retrouvé en conservant un facteur scalaire constant et en remplaçant la déformation plastique par une variable $\underset{\sim}{\beta}$, à évolution non-linéaire dans chaque phase [BCCF01]. Les règles de localisation pour les phases s'écrivent alors sous la forme :

$$\underset{\sim}{\sigma_i} = \underset{\sim}{\Sigma} + \mu^* \cdot (\underset{\sim}{B} - \underset{\sim}{\beta_i})$$

avec

$$\underset{\sim}{B} = \sum_i f_i \underset{\sim}{\beta_i} \quad \text{et} \quad \mu^* = 2\mu(1-\beta)$$

où f_i est la fraction volumique de la phase i. Dans chaque phase i, le terme $\underset{\sim}{\beta_i}$ a un statut de variable d'écrouissage cinématique non-linéaire. Son évolution avec la déformation plastique, proposée initialement pour un agrégat polycristallin [Cai87], a été modifiée pour correspondre à l'acier TRIP, en ajoutant un terme de rappel à la déformation plastique :

$$\dot{\underset{\sim}{\beta_i}} = \dot{\underset{\sim}{\varepsilon_i}}^p - D_i \underset{\sim}{\beta_i} \|\dot{\underset{\sim}{\varepsilon_i}}^p\| \quad \text{où} \quad \|\dot{\underset{\sim}{\varepsilon_i}}^p\| = \dot{p}_i$$

Si le paramètre D_i est nul, on retrouve la relation de Kröner. De façon générale, il est calculé pour satisfaire au mieux la condition d'autocohérence, $\underset{\sim}{E}^\infty = \left\langle \underset{\sim}{\varepsilon} \right\rangle$ à tout instant, la moyenne portant sur l'ensemble du composite.

Pour un comportement élastoviscoplastique, l'expression du multiplicateur viscoplastique est donnée par :

$$\dot{p}_i = \left\langle \frac{J_i(\underset{\sim}{\sigma_i} - \underset{\sim}{X_i}) - R_i}{K_i} \right\rangle^{m_i}$$

où K_i et m_i sont les paramètres de viscosité. Les contraintes équivalentes par phase (J_i) sont exprimées dans le sens de Von Misès, le tenseur $\underset{\sim}{X_i}$ et la variable R_i caractérisent l'écrouissage cinématique et, respectivement, isotrope de chaque phase i.

Elles sont données par les relations :

$$\underset{\sim}{X_i} = \frac{2}{3}\, C_i\, \underset{\sim}{\alpha_i} \qquad \text{et} \qquad R_i = R_{0_i} + Q_i \cdot [1 - \exp(-b_i\, \varepsilon_i^p)]$$

avec C_i une constante, différente pour chaque phase. Les tenseurs $\underset{\sim}{\alpha_i}$ des phases sont tels que

$$\underset{\sim}{\dot{\alpha}_i} = \underset{\sim}{\dot{\varepsilon}_i^p} - d_i\, \underset{\sim}{\alpha_i}\, \|\underset{\sim}{\dot{\varepsilon}_i^p}\| \qquad \text{et} \qquad \left\langle \underset{\sim}{\alpha_i} \right\rangle = \left\langle \underset{\sim}{\varepsilon_i^p} \right\rangle$$

La déformation dans le composite s'écrit :

$$\underset{\sim}{\dot{E}^p} = \sum_i f_i\, \underset{\sim}{\dot{\varepsilon}_i^p} + \dot{f}_{\alpha'} \cdot \delta\, \underset{\sim}{I} + (\underset{\sim}{\varepsilon_{\alpha'}}^p - \underset{\sim}{\varepsilon_{\gamma_r}}^p) \cdot \dot{f}_{\alpha'}$$

Parce que le comportement de l'acier n'a pas été caractérisé sous sollicitations cycliques, nous ne prenons pas en compte l'écrouissage cinématique. À partir de la courbe de chargement d'un essai mécanique (ici, de traction simple), de la cinétique de transformation correspondante et des valeurs initiales des paramètres du modèle (choisies au mieux), données dans le tableau 21, un programme développé au Centre des Matériaux calcule (ou approche) le comportement des phases, austénite résiduelle (γ_r), ferrite ($\alpha + \alpha_b$) et martensite (α').

TRIP	D	K	m	R_0 (MPa)	Q (MPa)	b	C (MPa)	d
γ_r	20	50	10	580	525	20	0	0
α	20	50	7	390	350	10	0	0
α'	0	5	7	2300	300	1500	0	0

TAB. 21 – Valeurs initiales des paramètres utilisés par le programme de simulation pour approcher le comportement de l'acier (et des trois phases de la microstructure) en traction simple. Le module d'Young de l'acier vaut $E = 210$ GPa et le coefficient de Poisson vaut $\nu = 0.3$; μ^* est le module d'écrouissage du milieu homogénéisé, $\mu^* = 160$ GPa ; δ représente la variation relative de volume associée à la transformation de phase, $\delta = 0.01$

La figure 122 compare les courbes de comportement de l'austénite résiduelle et de la ferrite obtenues expérimentalement (diffraction de neutrons) et par simulation avec le modèle en β. En utilisant le jeu de paramètres donné au tableau 21, l'accord entre les mesures expérimentales et les résultats du modèle à champs moyens est très bon. Par ailleurs, les valeurs des limites d'élasticité (R_{0_i}) qu'on a utilisées pour la simulation sont proches de celles issues des mesures par diffraction de neutrons. On conclut que le modèle en β peut être utilisé avantageusement pour estimer le comportement des phases de l'acier TRIP.

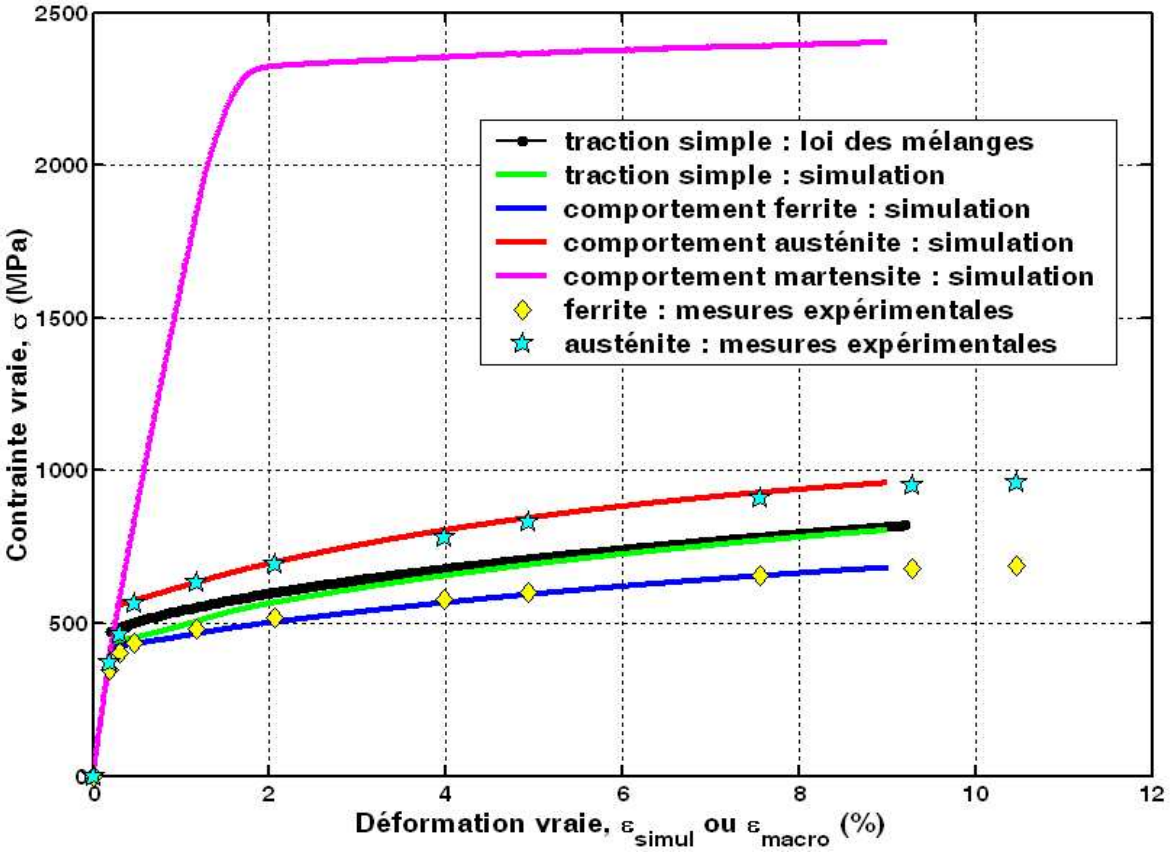


FIG. 122 – Comparaison des données expérimentales (issues des mesures par diffraction de neutrons) représentant le comportement des phases avec les courbes du comportement des phases déterminées à l'aide du modèle à champs moyens. L'accord est bon entre la courbe de traction donnée par la loi des mélanges et celle de la simulation de l'essai de traction simple avec le modèle en β

2.2 – La loi des mélanges

Nous avons vu que la construction des modèles à base physique (ou thermodynamique) pour le comportement des aciers TRIP multiphasés décrivant à la fois le comportement des phases, la transformation martensitique ($\gamma_r \rightarrow \alpha'$), avec une étape d'homogénéisation, conduisait très vite à des formulations compliquées, difficilement implémentables à l'heure actuelle dans les codes de calcul ou de simulation de la mise en forme. C'est la raison pour laquelle, dans un souci d'application pratique, nous avons choisi de vérifier si la simple loi des mélanges, basée sur la connaissance du comportement des phases, mesuré expérimentalement ou déterminé à l'aide du modèle en β décrit ci-dessus et couplée à la loi de transformation phénoménologique donnée au chapitre III, peut décrire de façon satisfaisante le comportement mécanique de l'acier TRIP 800.

Pour décrire le comportement mécanique de l'acier TRIP 800 multiphasé avec la loi des mélanges (i.e. calcul de la contrainte macroscopique sur base des contraintes moyennes par phase, pondérées par leur fraction volumique respective et ce, tant que le matériau n'est pas endommagé), nous assumons les hypothèses suivantes :

- ⋆ la déformation dans l'acier est uniforme (modèle de Taylor-Lin), $\varepsilon_c = \varepsilon_{macro} = \varepsilon_\gamma = \varepsilon_\alpha$, où ε_c est la déformation dans le composite, ε_{macro} est la déformation macroscopique, ε_γ et ε_α sont les déformations de l'austénite résiduelle et de la ferrite, respectivement. Comme il semble que les grains de l'austénite résiduelle sont percolés entre les grains de la ferrite, cette hypothèse peut raisonnablement être faite ;
- ⋆ la martensite a un comportement élastique-parfaitement plastique. Selon Krauss [Kra01], la résistance mécanique d'une martensite à 1.2 wt% C se situe entre 2250 et 2750 MPa ;
- ⋆ les fractions volumiques de phases sont telles que :

$$f_\alpha = 1 - f_{\gamma_0} \quad \text{et} \quad f_{\alpha'} = f_{\gamma_0} - f_\gamma$$

où f_α ($f_\alpha = 0.864$) représente la fraction volumique de la ferrite (α+α_b), f_{γ_0} ($f_{\gamma_0} = 0.136$) est la fraction volumique initiale de l'austénite résiduelle et f_γ sa fraction volumique à un niveau de déformation donné, $f_{\alpha'}$ représente la fraction volumique de la martensite induite par la déformation plastique (mécanisme S.I.M.). À tout moment lors du chargement mécanique, ces fractions volumiques sont calculées à partir de la loi de transformation phénoménologique donnée dans le chapitre III, section 4.3, qu'on rappelle ici :

$$f_\gamma = f_{\gamma_0} \cdot \exp[-\frac{f(\tau)}{g(T)} \cdot (\varepsilon^p_{eq})^\alpha] \tag{10}$$

l'exposant α vaut 0.7, ε^p_{eq} est la déformation plastique équivalente de Von Misès. Lors d'un essai considéré isotherme, la fonction $g(T)$ est une constante. On a $g(T_0) = T_0$, où T_0 est la température ambiante. Par conséquent, la loi de transformation dépend alors de la déformation plastique équivalente (ε^p_{eq}) et de la triaxialité des contraintes (τ). La loi de transformation s'écrit maintenant sous la forme :

$$f_\gamma = f_{\gamma_0} \cdot \exp[-h(\tau) \cdot (\varepsilon^p_{eq})^\alpha] \tag{11}$$

avec $h(\tau) = A \cdot \tau + B$, où A et B sont deux constantes identifiées pour l'acier TRIP 800, $A = 0.165$, $B = 0.082$.

Sous ces conditions, le comportement de l'acier est décrit par les relations :

$$\boxed{\sigma_c = f_\alpha \cdot \sigma_\alpha + f_\gamma \cdot \sigma_\gamma + f_{\alpha'} \cdot \sigma_{\alpha'}}$$

$$\boxed{\varepsilon_c = \varepsilon_\gamma = \varepsilon_\alpha}$$

σ_c étant la contrainte macroscopique, σ_α la contrainte dans la ferrite, σ_γ la contrainte dans l'austénite résiduelle et $\sigma_{\alpha'}$ la contrainte dans la martensite.

2.3 – Résultats et discussion

Avec le comportement des phases donné au paragraphe 2.1.1. (on considère l'écrouissage des phases isotrope) et en choisissant pour la résistance mécanique de la martensite la valeur $\sigma_{\alpha'} = Rm_{\alpha'} = 2500$ MPa[92], nous avons appliqué le modèle décrit ci-dessus à notre acier. Les résultats pour la traction simple sont donnés sur la figure 123, où contraintes et déformations équivalentes sont exprimées au sens de Von Misès. L'accord expérience-simulation est bon sur la courbe macroscopique.

Sur la figure 124, les courbes des essais expérimentaux sont comparées aux résultats de la simulation pour tous les trajets de chargement testés, cisaillement simple, traction uniaxiale, traction plane et expansion équibiaxiale. Les points expérimentaux correspondant à l'expansion équibiaxiale ont été obtenus en prélevant des éprouvettes dans le fond plat des emboutis Marciniak (là où les conditions de sollicitation équibiaxiale sont satisfaites) dont la profondeur d'emboutissage donne une déformation plastique équivalente de Von Misès qui correspond à celle des points portés sur la figure 124. Les éprouvettes ont été chargées en traction simple pour déterminer la limite d'élasticité correspondant à chaque niveau de prédéformation en expansion équibiaxiale. En portant ces points sur la figure 124, nous avons supposé que le chargement élastique est resté isotrope, ce qui semble être le cas. Globalement, on constate un bon accord entre les résultats expérimentaux et ceux donnés par la loi de comportement, la simple loi des mélanges décrit donc d'une façon satisfaisante le comportement mécanique de l'acier.

Discussion

Au vu de nos résultats, nous faisons les remarques suivantes :

1. Même à des niveaux de nanodureté supérieurs à 12 GPa, il semblerait que la martensite se déforme plastiquement [Kra01, Fur03]. Il serait peut-être plus judicieux de choisir un comportement élastoplastique pour la martensite, avec une limite d'élasticité de l'ordre de 2200MPa et une résistance mécanique de l'ordre de 2500-2700 MPa. Cela permettrait d'obtenir un comportement encore plus proche de celui issu des essais expérimentaux ;
2. Nous rappelons que la cinétique de transformation correspondant aux essais de cisaillement simple a été obtenue par la méthode des dosages magnétiques interrompus. Or, la section et la longueur des échantillons prélevés dans les éprouvettes de cisaillement en vue du dosage magnétique étant très réduites (et, de plus, assez irrégulières), les incertitudes de mesure des points appartenant à cette cinétique de transformation sont plus importantes que celles correspondant aux cinétiques obtenues pour les autres trajets de chargement ;
3. Comme nous n'avons pas pu mesurer de façon quantitative la teneur en bainite dans la microstructure de l'acier et comme nous n'avons pas pu déterminer son comportement mécanique, sa présence dans la microstructure, ainsi que son influence sur le comportement mécanique global de l'acier ont été confondues avec celles de la ferrite ;
4. La loi de transformation est valable tant que la triaxialité des contraintes macroscopiques reste positive. Pour obtenir les cinétiques de transformation lorsque la triaxialité des contraintes est négative, il faudrait rajouter un terme dans la loi ou alors établir une nouvelle loi du même genre que celle donnée, mais avec les paramètres A et B optimisés pour ces trajets de déformation. N'ayant pas été en mesure de réaliser des essais expérimentaux à triaxialité négative (compression, etc.), nous n'avons pas pu établir cette loi dans notre étude ;
5. La dernière remarque concerne l'hypothèse d'iso-déformations dans les phases et dans le composite. Lors de ses travaux sur un acier TRIP multiphasé 0.29C-1.42Mn-1.41Si (fractions volumiques f_α=0.55, f_{α_b}=0.28, f_{γ_r}=0.17), Furnémont [Fur03] a montré

[92] cette valeur est tout à fait raisonnable, vu que la teneur en carbone de la martensite est d'environ 1.2 wt% C

que la ferrite se déforme légèrement plus que la bainite et que l'ensemble (martensite+austénite résiduelle), figure 125-(a). En appliquant la loi des mélanges $\varepsilon_c = f_\alpha \cdot \varepsilon_\alpha + f_{\alpha_b} \cdot \varepsilon_{\alpha_b} + f_{\alpha'+\gamma_r} \cdot \varepsilon_{\alpha'+\gamma_r}$ aux déformation des phases, l'auteur obtient un bon accord entre la déformation donnée par cette loi des mélanges et la déformation macroscopique, figure 125-(b). Il souligne que le gradient de déformation est plus important aux interfaces entre la ferrite et l'austénite résiduelle, tandis qu'il est minimal au centre des grains. Il relie aussi ces observations au processus d'endommagement par décohésion d'interfaces observé par Jacques et coll. [JFPD01] dans les microstructures dual-phase et dans les microstructures TRIP multiphasées.

Il faut cependant signaler que l'auteur a obtenu ses résultats par corrélation d'images dans les grains des différentes phases, après une attaque chimique qui dissout la ferrite. Or, il est bien connu que les grains en surface ne se déforment pas forcément de la même façon que ceux situés plus au cœur du matériau. Il semble donc probable que les grains de ferrite, situés plus à l'intérieur, puissent, suivant ce type d'analyse, se déformer plus que les grains d'austénite résiduelle et de martensite qui, eux, restent en surface.

Il existe deux effets possibles de la transformation de phase : la plasticité de transformation et la modification des fractions volumiques des phases. Dans le cas du TRIP 800, le premier est négligeable devant le deuxième. La figure 123-(b) montre que les propriétés mécaniques remarquables de l'acier sont essentiellement dues aux propriétés mécaniques intrinsèques des phases, en particulier à celles de l'austénite résiduelle. La transformation martensitique joue un rôle assez faible quand on compare le comportement en traction simple à celui en traction plane ou à celui en expansion équibiaxiale. Par contre, elle explique la différence de comportement mécanique entre le cisaillement (faible transformation martensitique) et, par exemple, la traction uniaxiale (où la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ est beaucoup plus prononcée).

Si on postule qu'il n'y a pas d'anisotropie du comportement mécanique induite par le développement d'une texture dans le matériau (ce qui est le cas pour l'acier TRIP 800), alors un critère isotrope, comme celui de Von Misès, auquel on rajoute l'influence de la pression via une loi de transformation dépendant de la pression hydrostatique, est suffisant pour décrire l'évolution de la plasticité de l'acier. On peut dire que le comportement du matériau est isotrope "par morceaux" : à chaque incrément de la déformation plastique, le domaine de plasticité se dilate de façon isotrope à cause de l'écrouissage des phases (considéré isotrope), mais à cette dilatation se rajoute aussi la dilatation due à l'incrément d'écrouissage induit par la formation de la martensite à chaque incrément de la déformation plastique macroscopique.

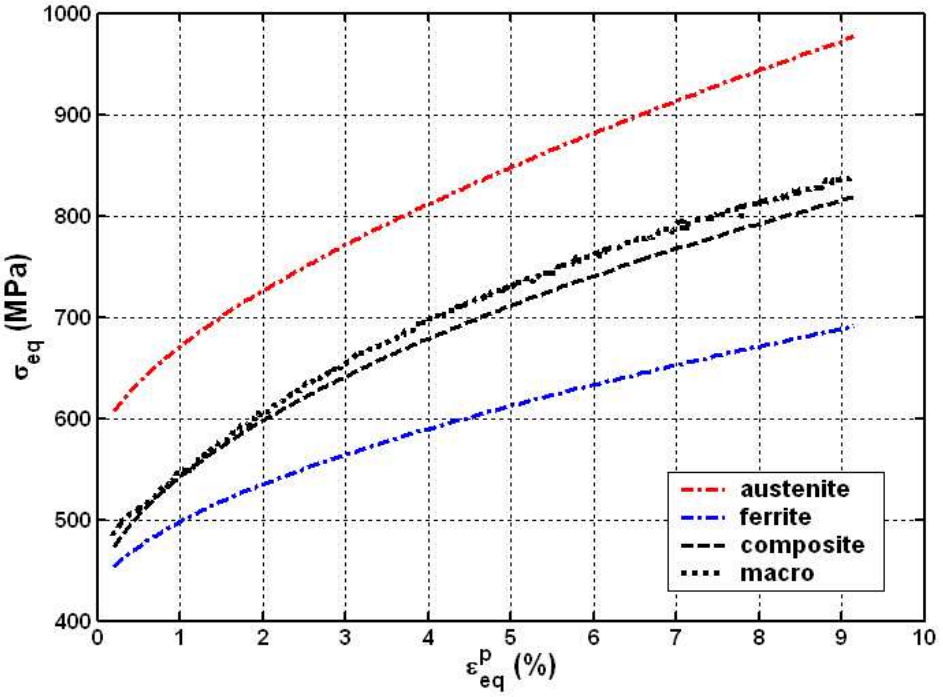


FIG. 123 – Comparaison essai expérimental vs. simulation avec la loi des mélanges du comportement du TRIP 800 en traction simple

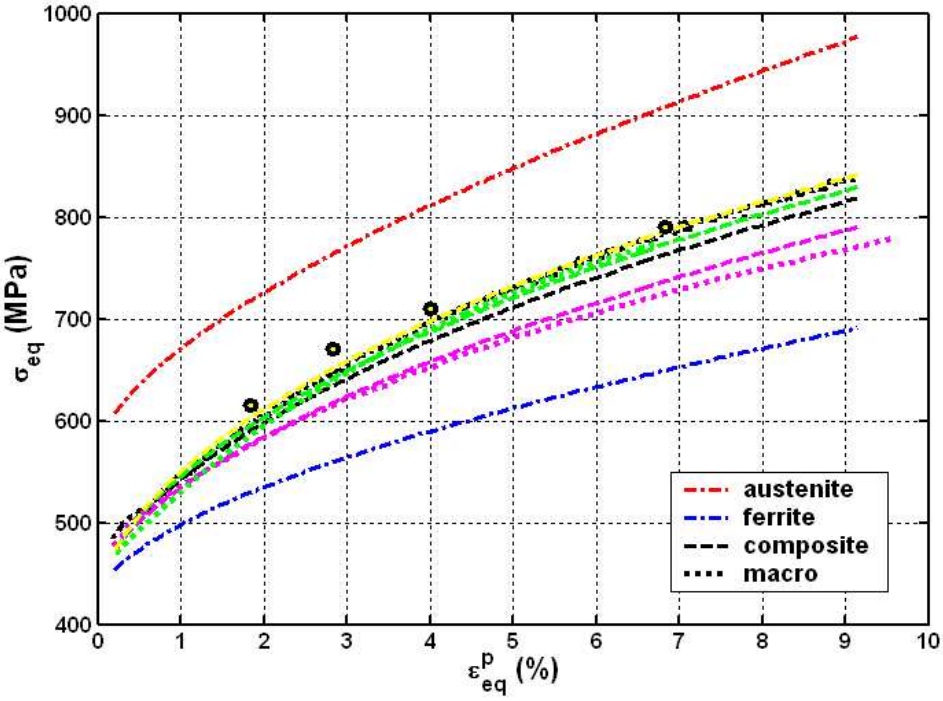


FIG. 124 – Essais expérimentaux vs. simulation avec la loi des mélanges pour la traction uniaxiale (noir), cisaillement simple (magenta), traction plane (vert) et expansion équibiaxiale (jaune). Dans tous les cas, les pointillés représentent les courbes expérimentales (appelées "macro"), les traits discontinus correspondent à la simulation (nommée "composite")

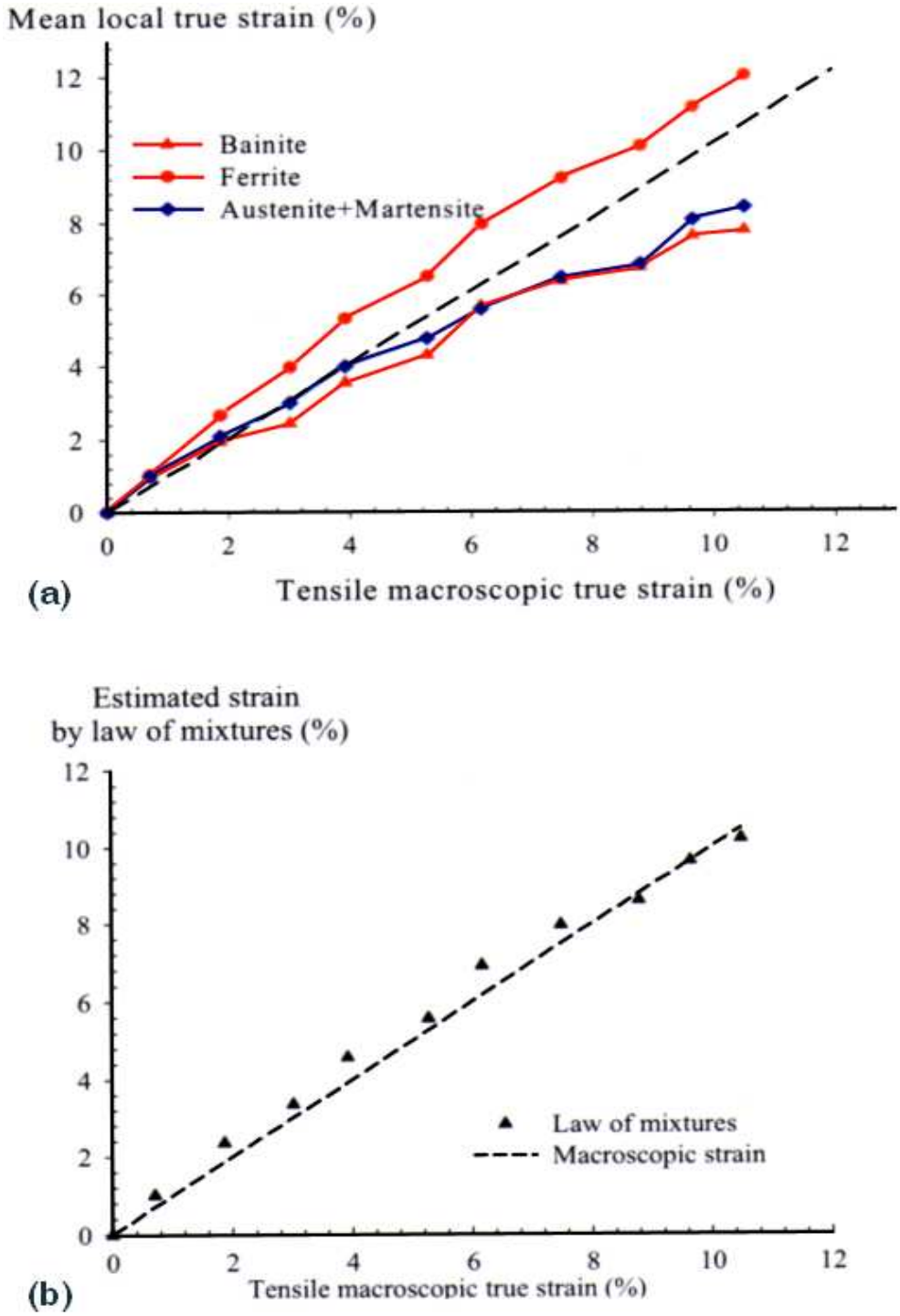


FIG. 125 – (a) Déformations locales dans les phases obtenues par utilisation d'un programme de corrélation d'images en fonction de la déformation macroscopique lors d'un essai de traction uniaxiale [Fur03] ; (b) Comparaison entre les prédictions de la loi des mélanges appliquée aux déformations locales dans les phases et la déformation macroscopique correspondant à un essai de traction uniaxiale d'un acier TRIP multiphasé 0.29C-1.42Mn-1.41Si [Fur03]

3 – Conclusion

Dans ce chapitre nous avons tout d'abord passé en revue les différents modèles de comportement des aciers à effet TRIP. Parmi eux, quelques uns seulement sont adaptés aux aciers TRIP multiphasés ; ceux là sont très prometteurs et pourront, à terme, être utilisés pour la simulation numérique du comportement mécanique 3D et/ou de la mise en forme de ces aciers.

Dans un deuxième temps, le comportement mécanique de l'acier TRIP 800 a été décrit à l'aide de la loi des mélanges. Pour ce faire, nous avons auparavant déterminé le comportement des phases, ferrite et austénite résiduelle, par mesures de diffraction de neutrons, mais aussi par utilisation d'un modèle à champs moyens (ou modèle en β) qui permet de remonter au comportement des phases à partir de la connaissance du comportement de l'acier en traction simple et de la cinétique de transformation correspondante. Avec ce modèle implémenté dans le programme de simulation, on devrait aussi pouvoir déterminer le comportement des phases à différentes températures (on pourrait utiliser les essais de traction en température décrits au chapitre II, § 2.3, et les cinétiques de transformation correspondantes, voir chapitre III, § 3.2.3).

L'utilisation de la loi des mélanges passe par la connaissance, en tout point du chargement mécanique, de la fraction volumique des phases. Dans notre cas, ceci est réalisé à l'aide d'une loi phénoménologique de transformation (chapitre III) qui, à une température donnée, nécessite l'identification de trois paramètres à partir de trois types de sollicitations mécaniques différents, par exemple, chargement de cisaillement, traction uniaxiale et traction plane. La loi de transformation dépend de la triaxialité des contraintes et de la déformation plastique.

Pour caractériser complètement l'influence de la température et du trajet de chargement sur la transformation de phase, des essais multiaxiaux (cisaillement, traction plane, etc.) auraient dû être réalisés à différentes températures, autres que la température ambiante. Ceci nécessitait cependant l'utilisation des moyens techniques que nous n'avons pas eus à notre disposition pendant la thèse.

Nous avons vu (chapitre II) que le critère de Von Misès ne suffit pas à lui seul pour décrire l'écoulement plastique de l'acier, dont le comportement est affecté par la dépendance de la transformation martensitique envers le mode de solliciation, donc par rapport à la pression hydrostatique. La quantité de martensite formée, phase de l'acier la plus dure qui lui confère son excellente capacité d'écrouissage, dépend du trajet de chargement.

L'effet de la triaxialité des contraintes est considéré uniquement via l'évolution de la fraction volumique des phases et non sur le comportement intrinsèque de chacune d'entre elles, qui est supposé régi par le critère de Von Misès. La loi qui permet de calculer à tout moment du chargement les fractions volumiques des phases est intégrée dans un modèle qui prend en compte la contribution relative de chaque phase au comportement mécanique global de l'acier.

Le modèle de comportement comprend le critère de plasticité de Von Misès et le terme d'écrouissage isotrope, calculé avec la loi des mélanges à partir du comportement des phases ; l'hypothèse de Taylor a été faite pour les déformations. Nous avons implémenté ce modèle dans un code de calcul de la mise en forme (Pam-Stamp 2000) et comparé ses prévisions aux résultats expérimentaux d'emboutissage. Cette étape est l'objet du dernier chapitre de la thèse.

Chapitre V

Simulation numérique de la mise en forme

1 – Modèles de comportement 175
1.1 – Critère de Von Misès et loi des mélanges 176
1.2 – Modèle de Lemaître et Chaboche 178

2 – Validation des résultats expérimentaux 181
2.1 – L'emboutissage avec l'outil en croix 181
2.2 – Comparaison essais expérimentaux – simulation numérique 188

3 – Conclusion 197

Chapitre V

Simulation numérique de la mise en forme

L'utilisation des aciers TRIP est envisagée pour la fabrication des pièces de structure de la caisse de l'automobile, pièces dont la mise en forme est réalisée par le procédé d'emboutissage. Les différentes études de la littérature [TYH02, Ble02] mentionnent en effet la très bonne aptitude à l'emboutissage des aciers TRIP par rapport à celle des aciers "traditionnels" ou de celle des aciers dual phase, figure 126.

FIG. 126 – Emboutis Marciniak : comparaison de l'emboutissabilité entre un acier HLE et un acier TRIP [TYH02]

Ce dernier chapitre est consacré à la simulation numérique de l'emboutissage. Le critère de plasticité de Von Misès, dont l'évolution du terme isotrope est donnée par la loi des mélanges, a été introduit dans un code de simulation de la mise en forme (Pam-Stamp 2000). Nous allons comparer les résultats obtenus par utilisation de ce modèle de comportement mécanique avec ceux issus lors de l'utilisation du modèle mixte de Lemaître et Chaboche, couramment utilisé pour la simulation de la mise en forme des aciers à haute limite d'élasticité.

Des essais expérimentaux d'emboutissage ont été réalisés. Ils sont décrits dans la deuxième section du chapitre. Ce type d'essai d'emboutissage, très complexe, constitue un moyen rapide de caractérisation des différentes nuances d'alliages, aciers ou aluminiums. Dans notre cas, la comparaison des résultats expérimentaux avec ceux obtenus par la simulation numérique de l'emboutissage permettra de valider le modèle de comportement proposé au précédent chapitre pour l'acier TRIP 800.

1 – Modèles de comportement

Le premier modèle de comportement que nous avons implémenté dans le code d'emboutissage Pam-Stamp est basé sur le critère de Von Misès, couplé à la loi des mélanges (chapitre IV). Nous voulons savoir si les résultats obtenus à partir de ce modèle simple sont corrects, mais aussi, dans quelle mesure la transformation de phase joue un rôle lors de la mise en forme par emboutissage de la tôle.

Le deuxième modèle de comportement testé est celui de Lemaître et Chaboche mixte [LC85]. Ce modèle décrit une surface de charge quadratique (de type Hill) et prend en compte la nature cinématique et isotrope de l'écrouissage, mais il ne contient pas de terme qui traduise l'influence de la transformation de phase sur le comportement mécanique de l'acier. Le modèle était déjà introduit dans Pam-Stamp, nous n'avons eu qu'à identifier les paramètres requis par ce modèle pour pouvoir lancer les calculs de simulation de l'emboutissage.

Remarque

Le maillage des différentes parties de l'outillage d'emboutissage en croix est composé des éléments coque dans lesquels l'état des *contraintes planes* est supposé exister à tout moment lors du chargement mécanique. La figure 127 montre les composantes de l'outillage d'emboutissage, la matrice, le serre-flan, le poinçon et le flan. Du fait de la double symétrie de la géométrie de ces pièces (par rapport aux deux diagonales du flan, par exemple), il suffit de mailler seulement un quart de l'outillage d'emboutissage.

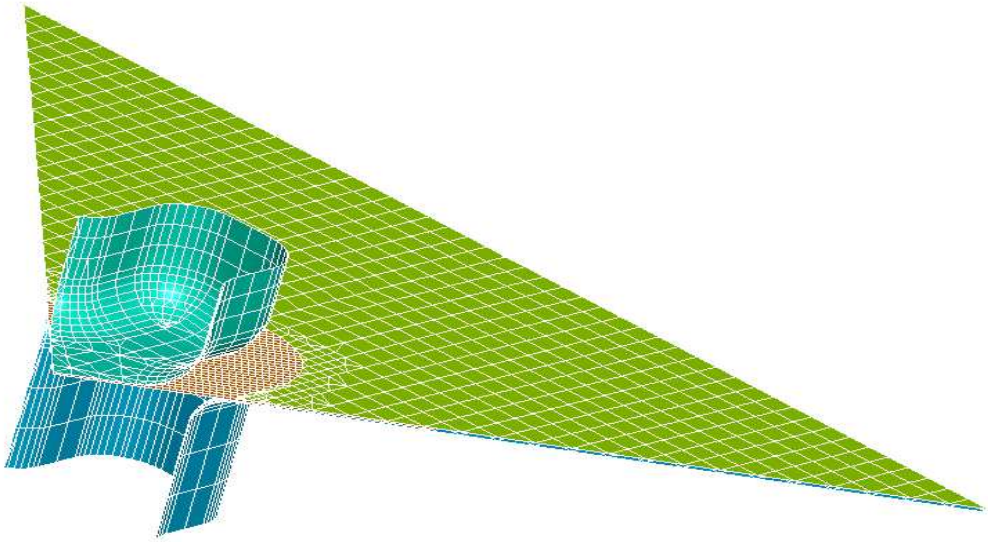


FIG. 127 – Illustration du maillage représentant les différentes pièces (poinçon, serre-flan, matrice) qui composent l'outillage d'emboutissage en croix

1.1 – Critère de Von Misès et loi des mélanges

Ce modèle de comportement ne prend pas en compte l'écrouissage cinématique. Le critère de plasticité s'écrit :

$$f = \bar{\sigma} - R = 0$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente, exprimée par la relation (en supposant l'état des contraintes planes) :

$$\bar{\sigma} = \left(\sigma_{11}^2 + \sigma_{22}^2 - \sigma_{11} \cdot \sigma_{22} + 3\,\sigma_{12}^2\right)^{1/2}$$

avec σ_{ij} les composantes du tenseur macroscopique des contraintes $(i, j = 1, 2)$. Le terme R exprime l'écrouissage isotrope du matériau, il est donné par la loi des mélanges :

$$R = f_\alpha\, R_\alpha + f_{\gamma_r}\, R_\gamma + f_{\alpha'}\, R_{\alpha'}$$

Les fractions volumiques des phases, f_i, sont calculées en tout point du chargement mécanique à partir de la relation donnée au chapitre III de la thèse,

$$f_{\gamma_r} = f_{\gamma_{r_0}} \cdot \exp[-h(\tau) \cdot (\bar{\varepsilon}^p)^\alpha]$$

Pour des sollicitations à la température ambiante (T=298 K), la fonction $h(\tau) = A\,\tau + B$, avec $A = 0.165$, $B = 0.082$, $\tau = \frac{\sigma_{11}+\sigma_{22}}{\bar{\sigma}}$ est la triaxialité des contraintes. Le coefficient α vaut 0.7. Par ailleurs, les relations suivantes sont vérifiées pour les fractions volumiques des phases :

$$f_\alpha + f_{\gamma_r} + f_{\alpha'} = 1 \quad , \quad f_\alpha = 1 - f_{\gamma_{r_0}} \quad , \quad f_{\alpha'} = f_{\gamma_{r_0}} - f_{\gamma_r}$$

La fraction volumique initiale de l'austénite résiduelle, $f_{\gamma_{r_0}}$, vaut 0.136 et, donc, $f_\alpha = 0.864$.

L'écrouissage de l'austénite résiduelle et de la matrice ferritique $(\alpha + \alpha_b)$ est décrit par les termes R_i en utilisant la loi de Ludwick :

$$R_i = R_{i_0} + k_i\,(\bar{\varepsilon}^p)^{n_i}$$

Dans la relation précédente, R_{i_0} est la limite d'élasticité conventionnelle de chaque phase ($Rp_{0.2}$), k_i et n_i étant les paramètres de la loi de Ludwick, identifiés par mesures de diffraction de neutrons (voir chapitre IV). Les valeurs des paramètres sont rappelées dans le tableau 22.

phase	σ_y (MPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	k (MPa)	n
γ_r	570	610	1865	0.64
α	425	455	1060	0.58

TAB. 22 – Valeurs des limites d'élasticité (σ_y et $Rp_{0.2}$) et des paramètres de la loi de Ludwick pour l'austénite résiduelle (γ_r) et pour la ferrite (α)

Pour la martensite, son comportement est considéré élastique–parfaitement plastique, avec $Rm_{\alpha'} = 2500$ MPa.

Comme nous l'avons vu au chapitre IV, l'accord entre les résultats expérimentaux et la loi des mélanges est bon (voir la figure 128). On rappelle que l'hypothèse de Taylor a été faite pour les déformations, $\bar{\varepsilon}^p = \bar{\varepsilon}^p_\alpha = \bar{\varepsilon}^p_{\gamma_r}$, $\bar{\varepsilon}^p$ étant la déformation équivalente de Von Misès.

En écoulement plastique, les hypothèses de consistance et de normalité sont vérifiées.

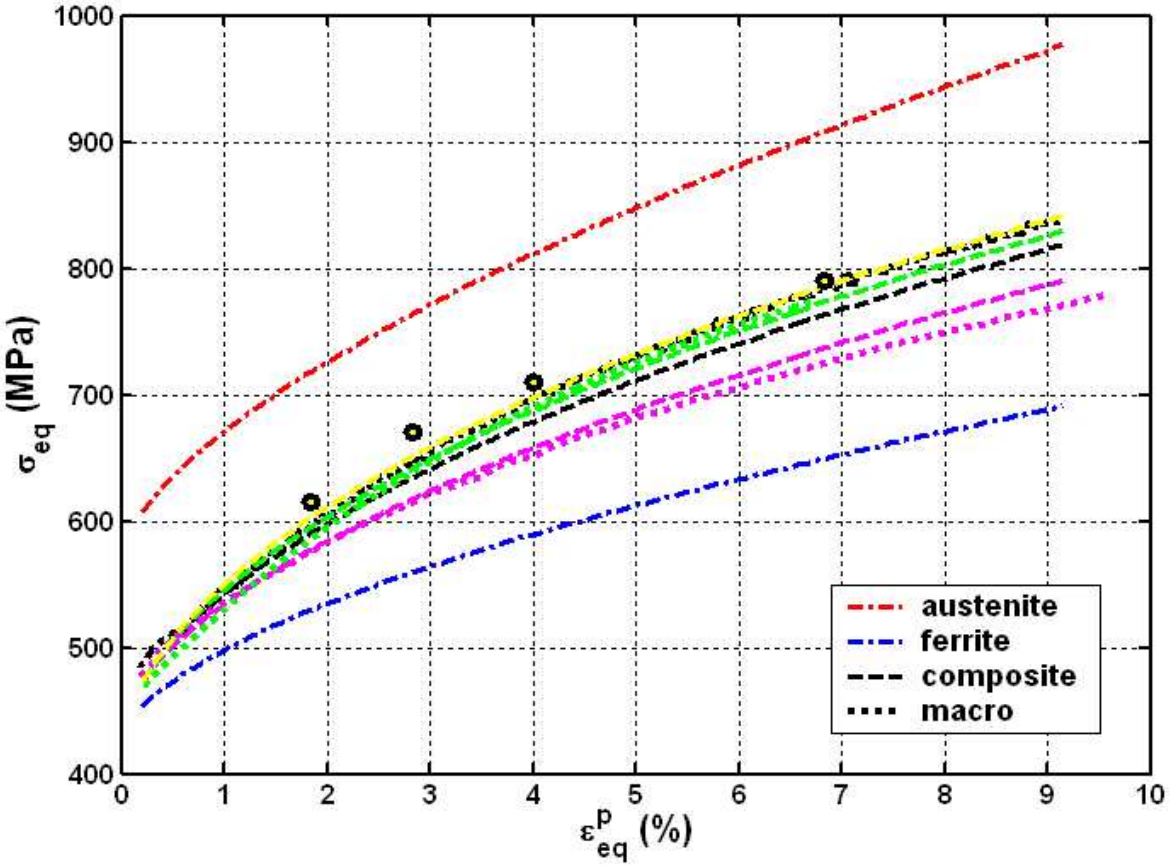


FIG. 128 – Essais expérimentaux vs. simulation avec la loi des mélanges pour la traction uniaxiale (noir), cisaillement simple (magenta), traction plane (vert) et expansion équibiaxiale (jaune). Dans tous les cas, les pointillés représentent les courbes expérimentales (appelées "macro"), les traits discontinus correspondent à la simulation (nommée "composite")

1.2 – Modèle de Lemaître et Chaboche

Le modèle utilise le critère de plasticité quadratique non centré de Hill [Hil90] qui permet de considérer l'histoire du matériau, les paramètres du processus de fabrication (paramètres du laminage), sur son comportement mécanique :

$$f(\underset{\sim}{\sigma},\underset{\sim}{X}) = \frac{1}{\sqrt{2}}\left[H\left(\sigma_{11}-X_{11}-\sigma_{22}+X_{22}\right)^2+F\left(\sigma_{22}-X_{22}-\sigma_{33}+X_{33}\right)^2+G\left(\sigma_{33}-X_{33}-\sigma_{11}+X_{11}\right)^2+\right.$$

$$\left.+2L\left(\sigma_{23}-X_{23}\right)^2+2M\left(\sigma_{31}-X_{31}\right)^2+2N\left(\sigma_{12}-X_{12}\right)^2\right]^{\frac{1}{2}}-\left(\sigma_y+R\right)=0$$

où f représente la surface de charge, $\underset{\sim}{\sigma}$ le tenseur des contraintes, $\underset{\sim}{X}$ le tenseur des contraintes associé à l'écrouissage cinématique, σ_y est la limite d'élasticité en traction simple et R le terme d'écrouissage isotrope. Les paramètres F, G, H, L, M, N caractérisent l'anisotropie du comportement du matériau.

Pour simplifier l'identification des paramètres du modèle et le calcul de simulation de l'emboutissage avec l'outil en croix, les hypothèses suivantes sont faites :

- ⋆ anisotropie transverse, ce qui entraîne $L = M = 0$ et $G+H = 2$. L'hypothèse est raisonable, car nous avons vu que le matériau n'est pas très texturé (chapitre II, § 2.1.1) et que le domaine initial d'élasticité est isotrope[93] (chapitre II, § 2.2.1) ;
- ⋆ l'état des contraintes planes est assumé dans la tôle, ce qui permet de simplifier les calculs de simulation de l'emboutissage (voir chapitre V, § 2.2.2). On peut considérer que cette hypothèse est vérifiée, car le coefficient de frottement dû à l'effort serre flan est quasi-nul ($\mu \sim 0.02$ pour une lubrification à la graisse). On a donc $\sigma_{13} = \sigma_{23} = \sigma_{33} = 0$.

En utilisant les propriétés du tenseur $\underset{\sim}{X}$, $X_{11}+X_{22}+X_{33} = 0$, la contrainte équivalente s'écrit :

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}}\left[H\left(\sigma_{11}-X_{11}-\sigma_{22}+X_{22}\right)^2+F\left(\sigma_{22}-2\,X_{22}-X_{11}\right)^2+G\left(\sigma_{11}-2\,X_{11}-X_{22}\right)^2+2N\left(\sigma_{12}-X_{12}\right)^2\right]^{1/2}$$

Les paramètres F, G, N sont identifiés en faisant différents essais mécaniques (traction uniaxiale, traction plane, cisaillement) suivant des directions qui font des angles de 0°, 45° et 90° avec la direction de laminage [SM03].

On a vu que ce modèle tient compte de la partie cinématique de l'écrouissage, via les termes X_{ij} $(i, j = 1, 2)$, déterminés à partir des essais cycliques. L'évolution de l'écrouissage cinématique est considérée non-linéaire [LC85] :

$$d\underset{\sim}{X} = C_0\, d\underset{\sim}{\varepsilon}^p - \gamma\, \underset{\sim}{X}\, d\lambda$$

avec C_0 et γ (γ>0) deux constantes[94]. Le terme de rappel $(-\gamma\, \underset{\sim}{X}\, d\lambda)$ traduit un effet de mémoire évanescente du trajet de chargement et permet de faire décroître le module d'écrouissage au cours de l'écoulement [FPZ92].

Lors du chargement mécanique, l'incrément dR de l'écrouissage isotrope est obtenu en injectant la relation $d\lambda = d\bar{\varepsilon}^p$ dans la loi de Voce[95] :

$$dR = C_r\,\left(R_{sat} - R\right) d\lambda$$

où C_r et R_{sat} sont deux constantes. R_{sat} indique la saturation de l'écrouissage isotrope.

En écoulement plastique, les hypothèses de consistance et de normalité sont vérifiées.

[93] si $F = H = G = 1$ et $N = 3F$ on retrouve le critère isotrope de Von Misès (sans l'écrouissage cinématique)

[94] C_0 est un module d'écrouissage calculé avec la relation $C_O = \frac{\sigma_r - \sigma_y}{\sigma_r}$, où σ_y et σ_r répresentent la limite d'élasticité et la contrainte à la rupture en traction simple

[95] la loi de Voce s'écrit $R = R_{sat}\,[1 - \exp(-C_r\,\bar{\varepsilon}^p)]$

À partir des essais éxpérimentaux de traction uniaxiale, de traction plane et de cisaillement cyclique une macro développée sous Excel identifie les paramètres du modèle[96]. Ils sont donnés dans le tableau 23.

$\sigma_y = 2500$	N=100	$X_{0_{11}}$ ~50	γ=2000
	F=150	$X_{0_{22}}$ ~50	C_r=-100
	G=300	C_0=25000	R_{sat}=15000

TAB. 23 – Paramètres du modèle mixte de Lemaître et Chaboche (σ_y, X_{ii}, C_0 et R_{sat} sont exprimés en MPa)

Les valeurs de trois paramètres, F, G et N, indiquent que le comportement de l'acier est légèrement anisotrope. Cela est en contradiction avec les hypothèses du premier modèle proposé, lorsqu'on utilise le critère isotrope de Von Misès pour décrire l'évolution du comportement en plasticité du matériau. La valeur expérimentale inférieure à 1 (cas isotrope) du coefficient de Lankford, figure 129-(b), confirme les résultats obtenus lors de l'identification des paramètres du modèle.

Les termes $X_{0_{ii}}$ donnent la position du centre de la surface de charge initiale, qui, dans notre cas, se trouve à l'origine. La valeur très proche de 0 de ces paramètres indique que le niveau moyen des contraintes internes induites lors du laminage à froid est très faible.

Sur les figures 129-(c) et 129-(d) on compare les résultats expérimentaux à ceux donnés par le modèle mixte de Lemaître et Chaboche (dont les paramètres sont identifiés à partir de ces essais simples). Globalement, la corrélation expérience–modèle est bonne. Elle l'est dans une moindre mesure pour la simulation du comportement en cisaillement cyclique, où les courbes présentent un écrouissage quasi–linéaire, non observé sur les courbes expérimentales correspondantes.

[96]nous avons vérifié que le comportement mécanique du matériau est isotrope uniquement lors d'une sollicitation de traction uniaxiale. Comme nous ne disposons pas de résultats des essais de traction plane et de cisaillement cyclique suivant une direction qui fait des angles de 45° et de 90°, respectivement, par rapport à la direction du laminage, les courbes expérimentales à 0° par rapport à la direction du laminage ont systématiquement été utilisées pour ces deux types d'essais

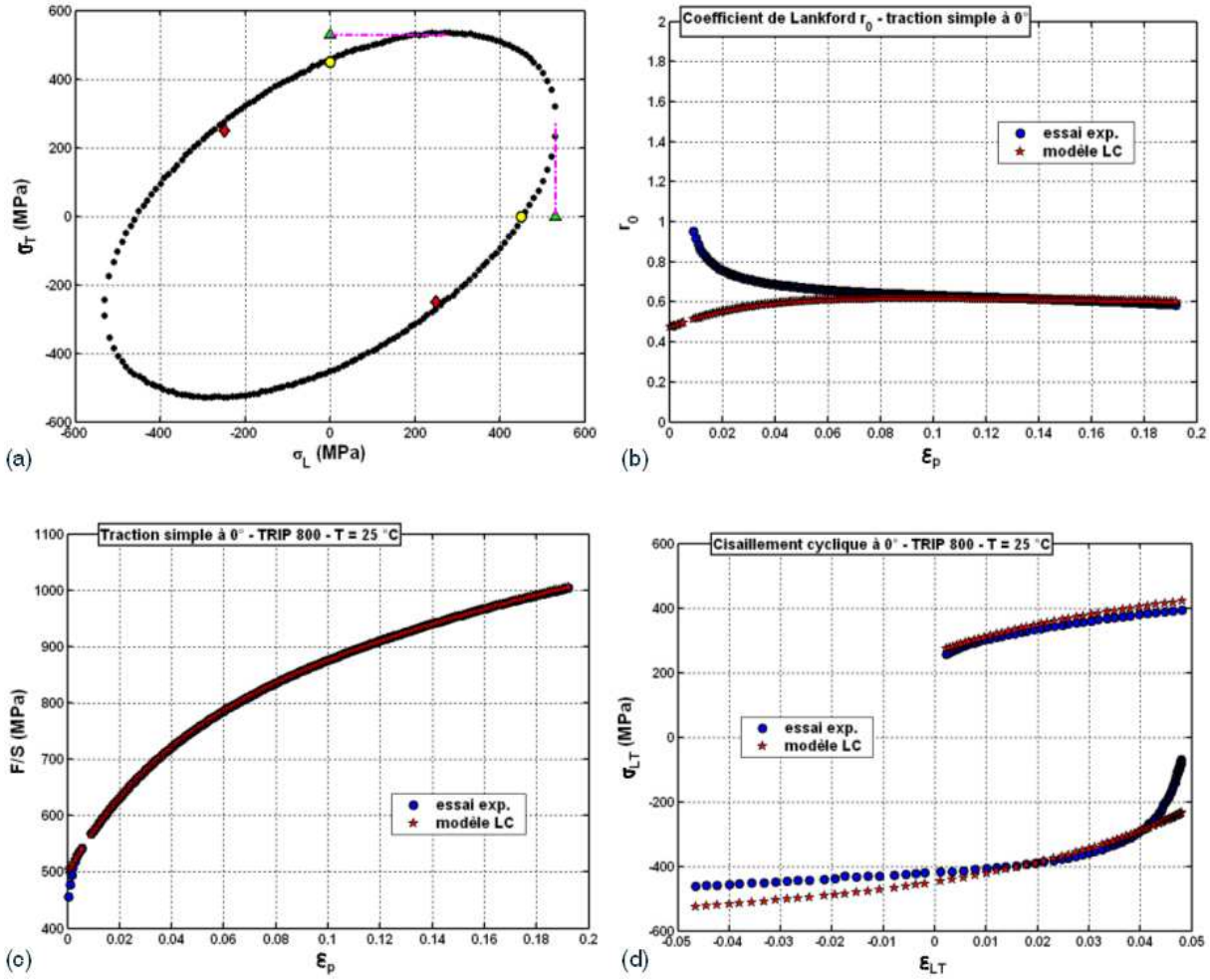


FIG. 129 – (a) Surface de charge donnée par le modèle mixte de Lemaître et Chaboche ; Comparaison des résultats donnés par le modèle aux résultats expérimentaux pour (b) la traction uniaxiale, (c) le coefficient de Lankford pour la traction uniaxiale à 0° par rapport à la direction de laminage, (d) le cisaillement cyclique

2 – Validation des résultats expérimentaux

2.1 – L'emboutissage avec l'outil en croix

L'emboutissage en croix est isssu du programme BRITE Low Weight Vehicle [Lem00]. Contrairement à l'emboutissage avec l'outil Marciniak[97] [MK67] qui ne couvre que quelques modes de sollicitation, l'essai avec l'outil en croix couvre tous les types de déformation de l'emboutissage (rétreint, expansion, traction plane et traction uniaxiale). Les figures 130-(a) et 130-(b) montrent des flans emboutis suivant les deux méthodes d'emboutissage.

2.1.1 – Principe de l'essai

Pour chaque nuance de tôle, l'essai a pour but de déterminer la taille maximale de flan sans qu'il y ait apparition de la striction sur l'embouti. Cette taille limite est répétable à 5 mm près. Elle dépend fortement du frottement et des caractéristiques mécaniques de la tôle emboutie.

Lors de la caractérisation des tôles par cette méthode, on juge que plus la taille de flan limite est grande, plus la tôle est emboutissable. Généralement, la gamme des tailles de flan testées peut couvrir des dimensions allant de 240x240 mm^2 à 320x320 mm^2. L'épaisseur maximum des tôles à emboutir est de 1.3 mm pour les alliages d'aluminium et de 2.3 mm pour les aciers.

Outre son principal intérêt, mentionné plus haut, ce type d'essai permet aussi :

- ⋆ de classer les différentes nuances de tôles suivant l'état de surface, les lubrifiants utilisés, les fournisseurs, etc. permettant ainsi la présélection des nuances et fournisseurs en avant-projet ;
- ⋆ de quantifier l'effet du frottement, aidant de cette façon à la recherche des causes de problèmes rencontrés lors des applications en usine ;
- ⋆ de comparer les résultats expérimentaux à ceux obtenus par simulation numérique de l'emboutissage, ce qui permet la validation des modèles de comportement et des logiciels de simulation.

2.1.2 – Conditions d'essai

La presse utilisée pour ces essais est de type ACB Loire et se trouve au Centre de Réalisation des Prototypes (CRP, Renault Guyancourt). L'outil d'emboutissage est composé d'une matrice, d'un serre-flan et d'un poinçon, cf. figure 132-(a) (voir aussi l'annexe D pour la presse d'emboutissage). Le rayon de courbure du poinçon est de 20 mm et celui de la matrice 14 mm. Le passage matière est de 2.3 mm. Les différents paramètres de la presse utilisés lors de l'emboutissage sont montrés dans le tableau 24.

Effort serre-flan (kN)	Vitesse (mm/s)	Profondeur (mm)
350	60	60

TAB. 24 – Paramètres de la presse utilisée pour la réalisation des essais d'emboutissage en croix

Les tôles sont découpées à la cisaille à la dimension de l'essai. Environ 20 flans sont nécessaires pour caractériser une tôle inconnue. Pour que l'effort soit uniforme sur toute la surface de la tôle, des cales de 40x40 mm^2 sont découpées dans la tôle à tester et disposées aux quatre coins du serre-flan, figure 132-(b).

[97] pour ce type d'essai, le poinçon a une forme cylindrique à fond plat

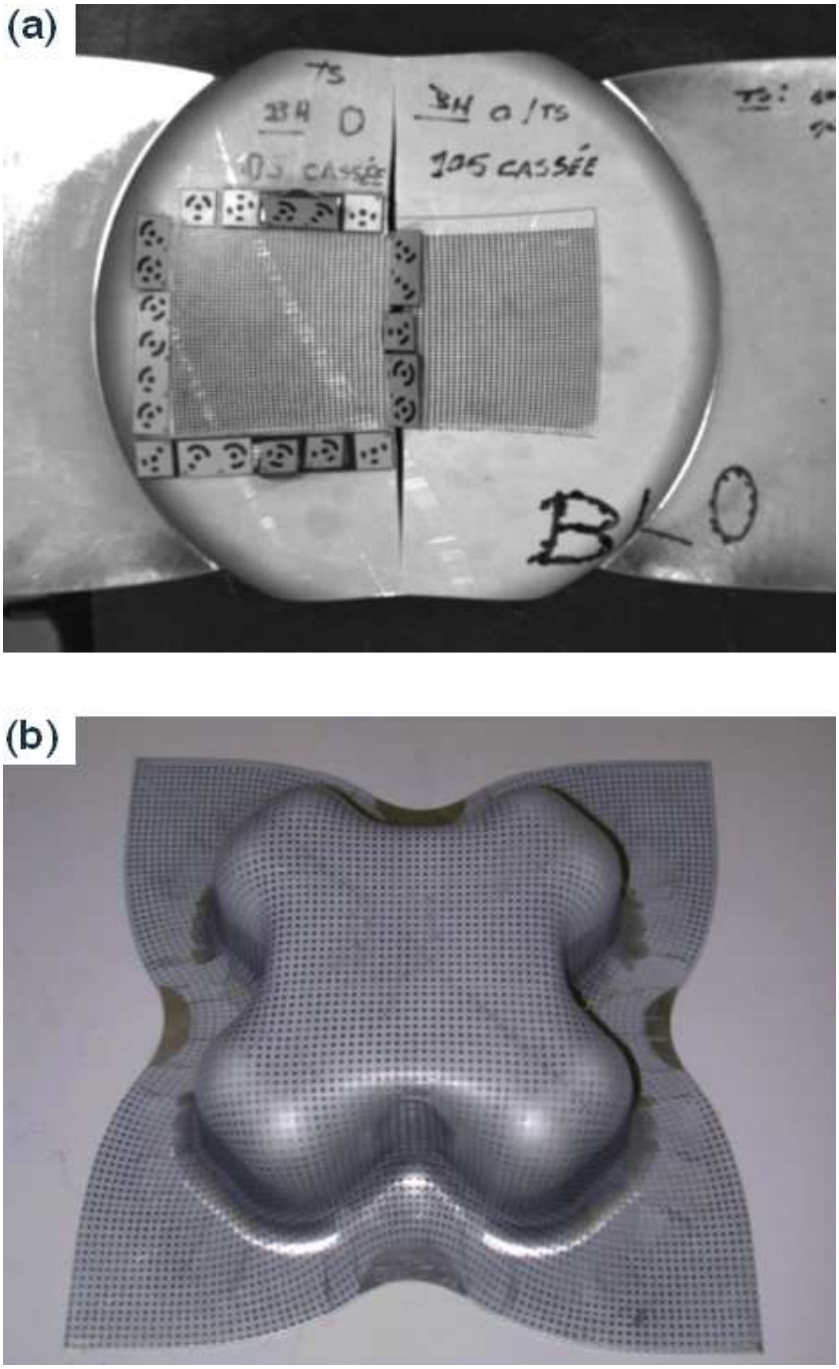


FIG. 130 – (a) Embouti type Marciniak (éprouvette de traction simple) ; (b) Embouti en croix

Le calibrage de l'outil est nécessaire. Il atteste de la reproductibilité de la campagne d'essais et permet d'éviter des casses précoces des flans emboutis. Seul un calage fin des chandelles[98] assure une pression de serrage uniformément répartie et des résultats reproductibles. Une tôle témoin est donc testée au début de chaque campagne d'essais. Elle doit s'emboutir pour le flan de taille limite et casser de façon répartie pour le flan augmenté de 5 mm. Dans le cas des aciers HLE, la tôle témoin utilisée pour le calage de l'outil est un acier XE360D, lubrifiée à l'huile (Quaker 6130).

Comme nous l'avons spécifié plus haut, l'outil en croix permet de tester les performances tribologiques de divers lubrifiants ou états de surface des tôles. En particulier, il permet de découpler l'effet du frottement des caractéristiques mécaniques intrinsèques au matériau. Ainsi, le frottement est mis en évidence par utilisation de l'huile. Les caractéristiques intrinsèques du matériau sont révélées par l'utilisation de la graisse (Klüber Presspate 95/800), doublée ou non d'un film Téflon, afin de diminuer encore plus l'effet du frottement sur le comportement du matériau. La caractérisation d'une nuance de tôle est faite par rapport aux deux lubrifiants.

<u>Mesures</u>

L'avalement se mesure au réglet. Il est relevé sur la base de la pièce, selon la diagonale et selon la médiane. Sa valeur représente la cote initiale moins la cote finale, voir figures 131-(a) et 131-(b). La précision est celle du réglet, soit ±0.5 mm.

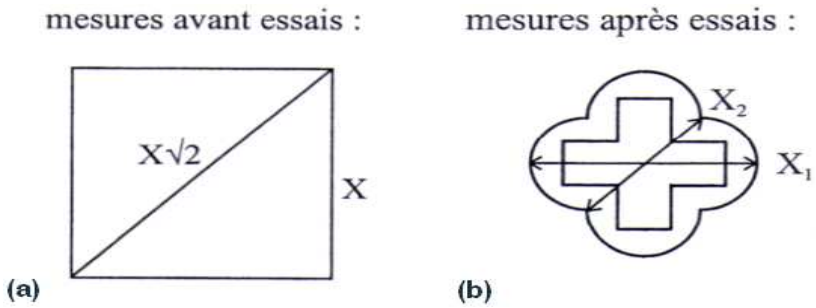


FIG. 131 – Illustration du principe de mesure (a) de la taille du flan avant l'essai et (b) de la diagonale et, respectivement, de la médiane du flan embouti

L'épaisseur est lue avec un capteur ultrasons SOFRANEL 25 DL de tolérance ±0.01 mm. Dans le cas présent, elle a été relevée tous les 0.5 cm sur la diagonale du flan.

Les déformations en peau supérieure sont relevées grâce au système ARGUS. Une grille de points a été déposée (méthode électrochimique) au centre des flans avant emboutissage[99]. Après l'essai, une caméra prend des photos de la grille déformée (suivant trois angles de prise de vue différents), photos à partir desquelles le programme de corrélation d'images calcule le champ des déformations en peau supérieure (la taille initiale de la grille est connue). En faisant l'hypothèse selon laquelle le matériau est incompressible (déformation iso-volume), on peut calculer l'épaisseur de la tôle (en peau supérieure) après sa mise en forme.

2.1.3 – Essais et résultats

Nous avons procédé à des essais d'emboutissage avec l'outil en croix. À cause du nombre limité de flans que nous avons eu à notre disposition (soit 15 flans, dont 10 ont servi à tester la tôle afin de se rapprocher de la taille limite d'emboutissage), tous les essais avec les flans dont la taille correspond à la taille limite n'ont pas été renouvelés. Les tableaux 25 et 26 résument les résultats obtenus lors de l'emboutissage avec l'outil en croix de l'acier TRIP 800.

[98] le calage consiste à rattraper les jeux entre les chandelles et le serre-flan à l'aide de cales d'épaisseur. Un porte-à-faux induira une casse précoce et asymétrique de la pièce emboutie

[99] pour les essais avec de la graisse et film Téflon, celui-ci protège la grille lors de l'emboutissage

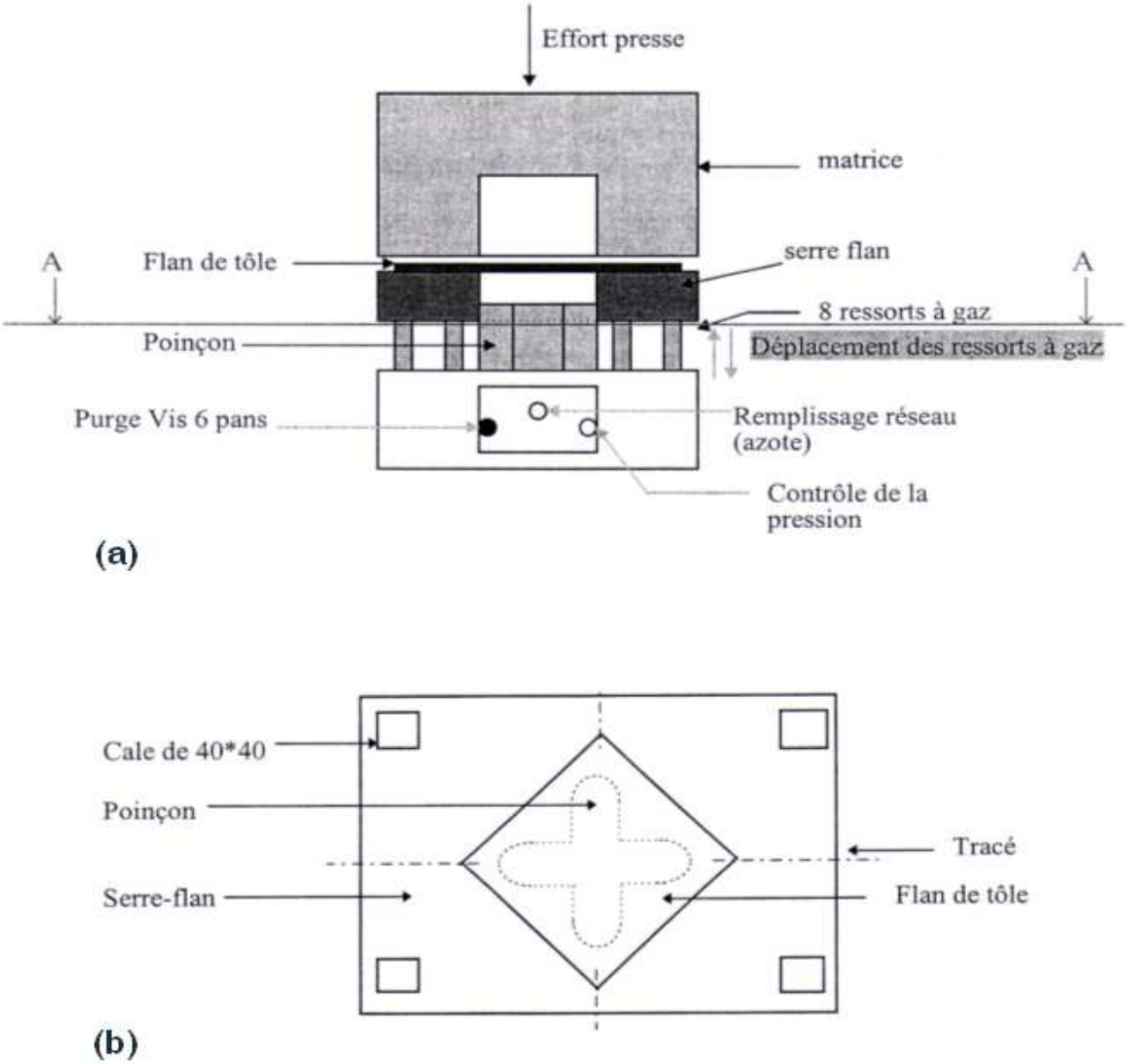


FIG. 132 – (a) Schéma de la presse et de l'outil en croix ; (b) Positionnement du flan sur le serre-flan

Taille limite de flan (mm)	Lubrifiant	Grille	Striction	Casse
285–290	Huile Q6130	sans	non	non
280–285	Huile Q6130	avec	non	non
285–290	Graisse	avec	non	non
285–290	Graisse+Téflon	avec	non	non

TAB. 25 – Taille limite des flans emboutis, selon le type de lubrifiant utilisé lors de la mise en forme. La grille diminue la taille limite de flan d'environ 5-10 mm

Taille de flan (mm)	Lubrifiant	Diag. (mm)	Av. diag. (mm)	Av. SL (mm)	Av. ST (mm)
280	Huile Q6130	349	47.2	83	83
280	Huile Q6130	348	48.2	84	84
285	Huile Q6130	356	47.3	81	81
290	Graisse	363	47.35	82	85

TAB. 26 – Résultats des mesures de la diagonale (Diag.) et de l'avalement (Av.) correspondant aux flans de taille limite, SL = sens long, ST = sens travers

La figure 133 montre les résultats expérimentaux obtenus par emboutissage avec l'outil en croix, pour différentes tailles de flans maximales, dans le cas de lubrification à l'huile et dans celui de lubrification avec de la graisse. On observe que l'amincissement sature autour de 14 % dans la région du coude de l'embouti. Par contre, celui correspondant à la région du fond plat de l'embouti augmente avec la taille de flan. Cela veut dire qu'à partir d'une certaine taille de flan, proche de la taille limite, la déformation dans le coude tend vers une limite et qu'au-delà de cette limite il y a une redistribution du champ des déformations (et/ou du frottement) dans la tôle, en particulier dans la région du fond plat qui se déforme plus quand la taille de flan augmente.

Pour des valeurs croissantes de la taille de flan, la quantité de matière retenue entre le serre-flan et la matrice augmente ; le frottement (imposé par l'effort serre-flan) a lieu sur une surface plus grande. C'est pourquoi, la valeur limite de l'amincissement est atteinte plus rapidement lors de la phase d'emboutissage quand la taille de flan augmente. Au-delà de la taille de flan limite (la profondeur d'emboutissage restant inchangée) la résistance mécanique de l'acier dans les régions où les contraintes géométriques sont importantes (coude ou pied de l'embouti) est inférieure à l'effort nécessaire au glissement de la matière (entre le serre-flan et la matrice) et/ou à celui nécessaire pour accommoder la contrainte par déformation, par exemple, dans la région du fond plat. À partir de ce moment, la déformation se localise, souvent dans la région du coude, s'il s'agit d'un acier ductile dont la résistance mécanique est moyenne ou faible, soit alors il y a rupture brutale au pied de l'embouti, la cause probable de cette déchirure sans striction étant le fait que le niveau de contrainte imposé par le rayon (ou la géométrie) de la matrice devient critique.

Dans le cas du TRIP 800, la rupture se produit sans striction, au pied de l'embouti, pour des tailles de flan supérieures à celles données dans le tableau 25. Nous avons vérifié que la rupture n'est pas provoquée par un défaut ou par une inclusion éventuellement présent(e) sur la surface de la matrice ou sur celle du flan.

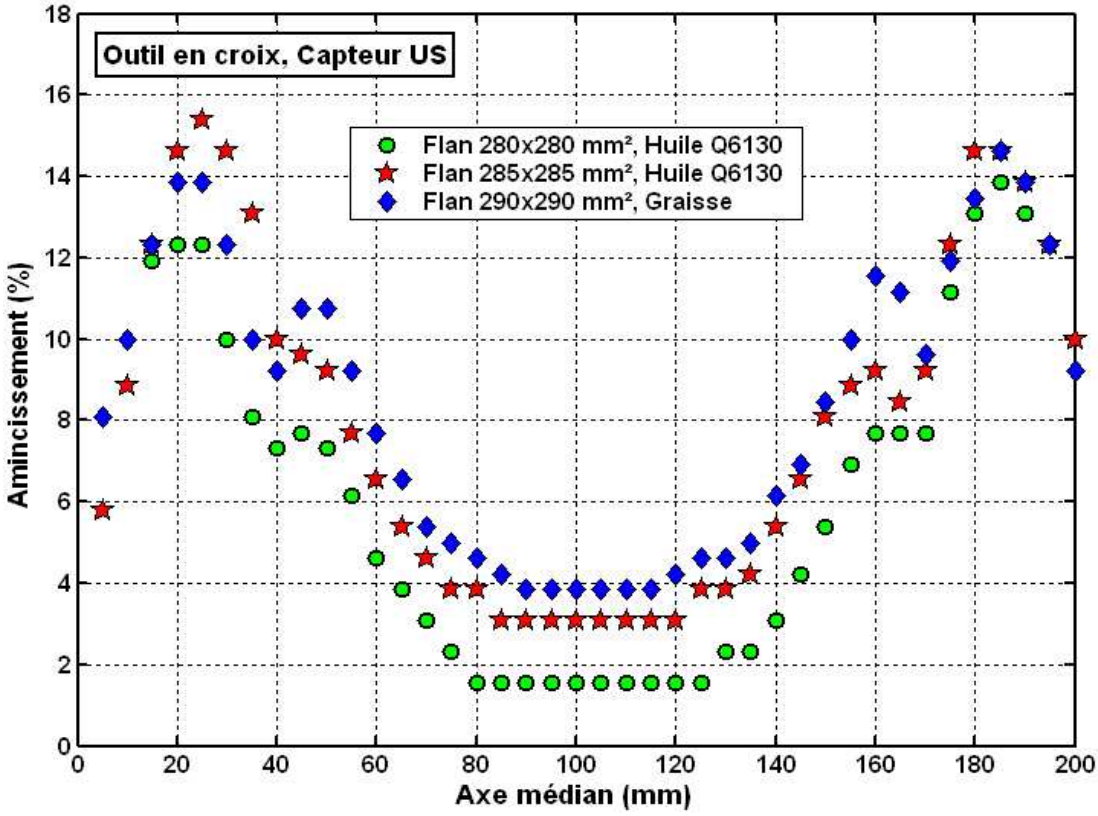


FIG. 133 – Résultats expérimentaux : variation de l'amincissement selon la diagonale des flans emboutis avec l'ouil en croix, pour différentes tailles de flan initiales. Points prélevés tous les 5 mm avec un capteur à ultrasons suivant la diagonale (axe médian) du flan embouti, voir figure 134

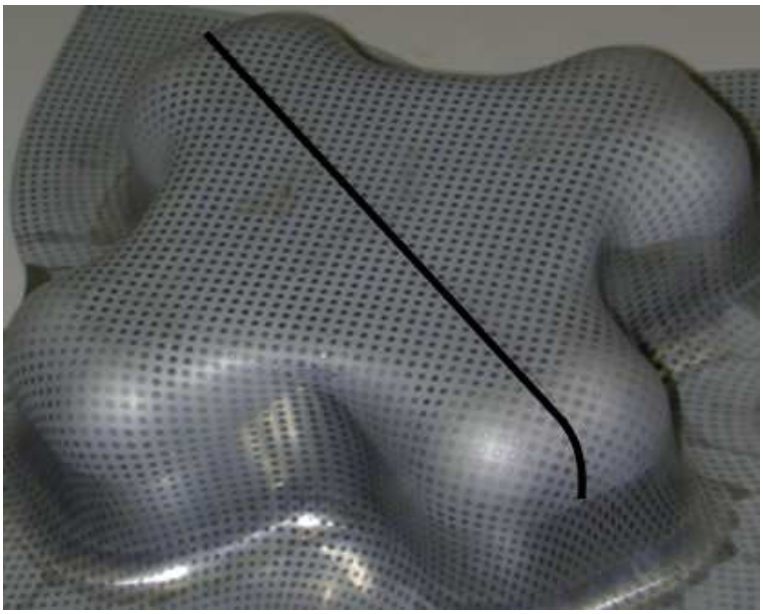


FIG. 134 – Illustration du principe de prélèvement de l'épaisseur suivant la diagonale (axe médian) du flan embouti avec l'outil en croix. Les mesures sont effectuées tous les 5 mm (capteur à ultrasons)

2.2 – Comparaison essais expérimentaux – simulation numérique

Des simulations numériques de l'emboutissage ont été réalisées afin de valider les deux modèles de comportement proposés sur des résultats expérimentaux. Le modèle est validé dans la mesure où la prédiction de la variation de l'amincissement selon la courbe d'intersection d'un plan de coupe avec le flan coïncide avec celle mesurée expérimentalement. Dans notre cas, le plan de coupe est donné par la normale à la surface du flan et par la diagonale du flan, voir la figure 135.

Dans le premier cas de figure, le critère de plasticité de Von Misès (dont le terme isotrope est donné par la loi des mélanges dans laquelle les fractions volumiques des phases sont calculées par une loi phénoménologique de transformation qui dépend de la pression hydrostatique et de la déformation plastique généralisée) a été implémenté dans un code de calcul par éléments finis de la mise en forme, Pam-Stamp 2000.

Dans la mesure où le modèle de Lemaître et Chaboche est en bon accord avec les résultats expérimentaux des essais simples, nous avons voulu tester ce modèle de comportement pour simuler la mise en forme de la tôle d'acier TRIP avec l'outil en croix et comparer ses prédictions aux résultats expérimentaux. Aussi, en comparant les résultats à ceux obtenus lors de la simulation de l'emboutissage avec le premier modèle de comportement, qui tient compte de la transformation de phase, il est possible de rendre compte de l'influence de la transformation martensitique (SIM) sur le comportement de l'acier lors de sa mise en forme, et notamment, s'il faut tenir compte de la transformation de phase dans les simulations de la mise en forme de l'acier TRIP.

Nous avons tout d'abord testé la sensibilité des résultats de la simulation à la valeur du coefficient de frottement utilisé dans les calculs. Une fois qu'un coefficient de frottement satisfaisant a été identifié pour une taille de flan donnée, les calculs sont effectués pour une taille de flan différente.

2.2.1 – Critère de Von Misès et loi des mélanges

Les conditions d'emboutissage étant celles données dans le tableau 24, nous avons d'abord simulé l'emboutissage en utilisant différentes valeurs du coefficient de frottement μ : 0, 0.02 (systématiquement utilisé pour la lubrification à la graisse), 0.05 (habituellement utilisé pour la lubrification à l'huile) et 0.1 (utilisé ici pour approcher le cas très sévère de la mise en forme sans lubrification). Ces coefficients sont considérés constants entre les divers contacts (flan–poinçon, flan–serre-flan et flan–matrice) de l'outillage d'emboutissage.

De façon générale, les résultats de la simulation sont très sensibles à la valeur du coefficient de frottement utilisé pour les contacts flan–poinçon, flan–serre-flan et flan–matrice, figure 136. Comparés aux résultats expérimentaux d'emboutissage avec de l'huile ($\mu = 0.05$) et avec de la graisse ($\mu = 0.02$) les résultats sont mauvais. Cependant, en considérant un coefficient de frottement de 0.01 on obtient des résultats assez proches des résultats expérimentaux pour l'amincissement dans la région du coude de l'embouti, figure 137. Par contre, la courbe donnant l'amincissement sur la diagonale du flan s'écarte de façon inexpliquée de la courbe expérimentale dans la région où se trouve, sur cette courbe expérimentale, un point d'inflexion. L'origine du problème n'a pas été identifiée, mais la loi de comportement peut être mise en cause ou alors, le calcul par éléments finis diverge à cet endroit de l'axe médian (la dimension de la maille serait trop grande).

Dans la suite, lorsqu'on va comparer les résultats des simulations (obtenus avec les deux modèles de comportement) aux résultats expérimentaux, nous allons considérer systématiquement la valeur $\mu = 0.01$ pour le coefficient de frottement dans les simulations réalisées avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges, car les résultats des simulations avec $\mu = 0.02$ (graisse) et, respectivement, $\mu = 0.05$ (huile) sont assez mauvais.

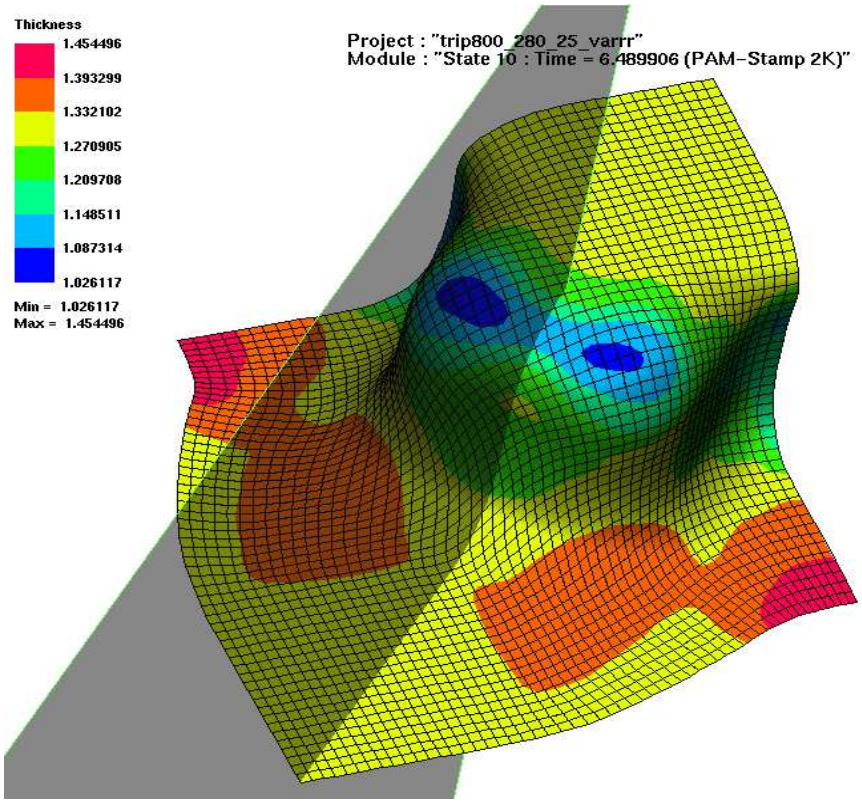


FIG. 135 – Illustration des résultats obtenus par la simulation de l'emboutissage avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges : carte des amincissements en chaque point d'intégration. Visualisation du plan de coupe selon la diagonale (ou l'axe médian) du flan embouti

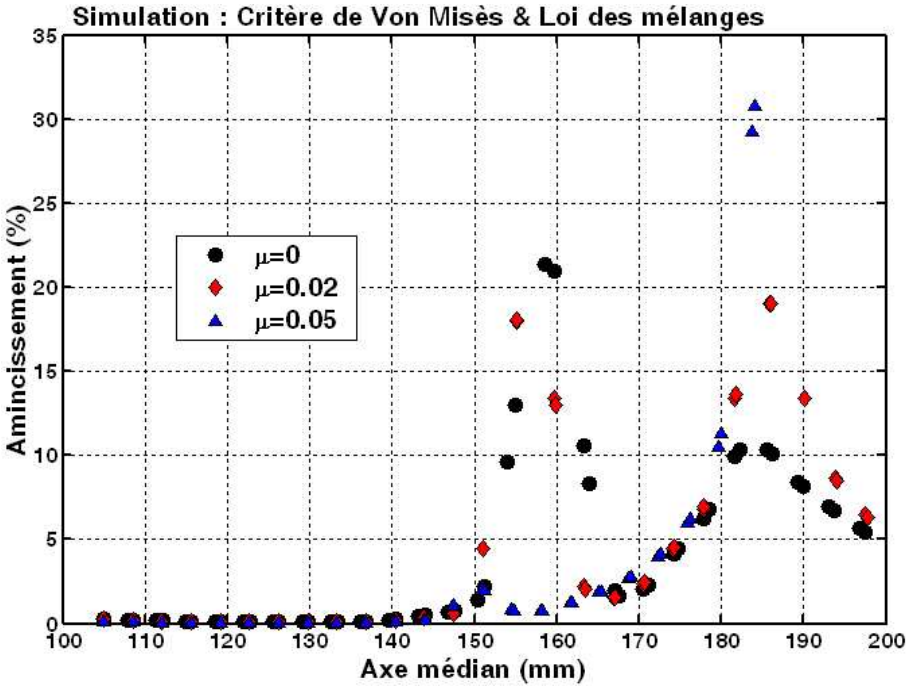


FIG. 136 – Sensibilité des résultats des simulations numériques avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges au coefficient de frottement utilisé. La taille de flan initiale est de 280x280 mm^2

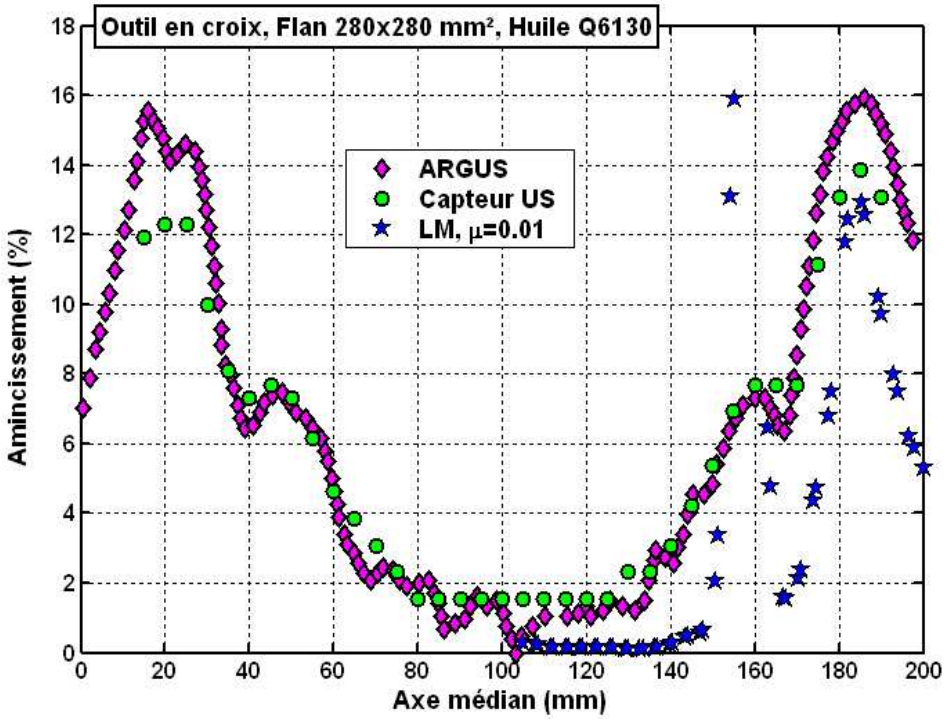


FIG. 137 – Comparaison de la variation de l'amincissement sur la diagonale de l'embouti entre les résultats expérimentaux (ARGUS et capteur ultrasons) et ceux issus de la simulation numérique avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges

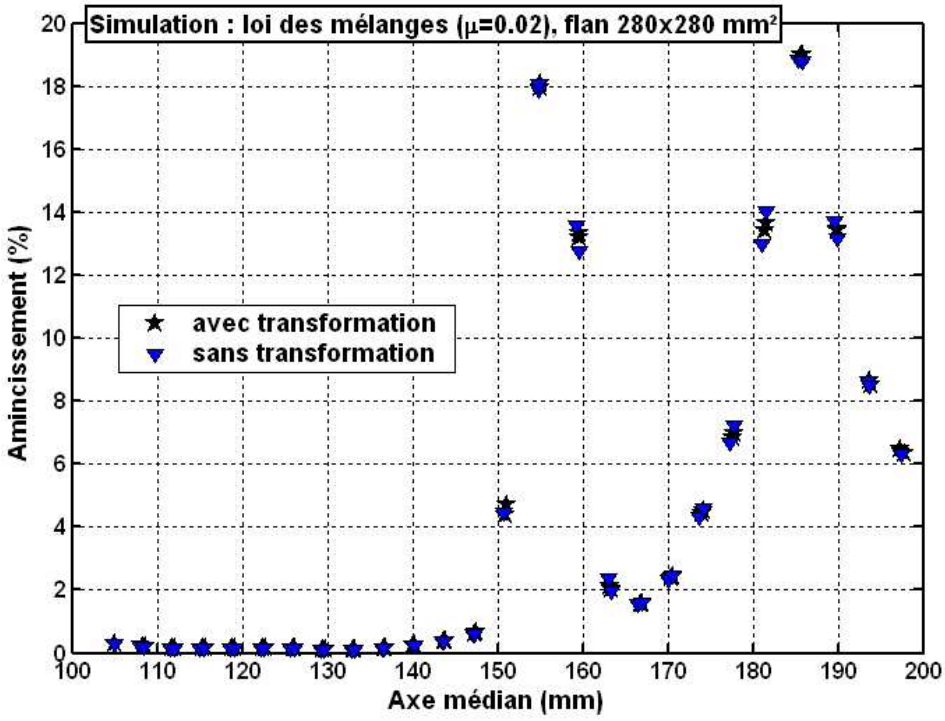


FIG. 138 – Illustration de la sensibilité des résultats de la simulation numérique à la transformation de phase, critère de Von Misès et loi des mélanges

L'influence de la transformation de phase sur les résultats du calcul de l'emboutissage est illustrée sur la figure 138. Les simulations ont été effectuées avec un coefficient de frottement μ=0.02, pour une taille de flan de 280x280 mm^2. Dans le cas sans transformation, les fractions volumiques des phases sont bloquées à leur valeur initiale, $f_{\gamma_r} = 0.136$ et $f_\alpha = 0.864$ et il n'y a pas d'appparition de la martensite induite par la déformation plastique.

Selon les résultats montrés sur la figure 138, la différence entre les deux cas de figure est infime, la transformation de phase $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ ne joue pas un rôle important lors de nos simulations.

2.2.2 – Modèle de Lemaître et Chaboche

Les simulations de l'emboutissage en croix sont maintenant effectuées en utilisant le modèle de comportement de Lemaître et Chaboche. Ce modèle ne prend pas en compte la transformation de phase, mais, néanmoins, il semble adapté pour décrire le comportement mécanique de l'acier TRIP 800. De plus, c'est un modèle de comportement plus complet que celui présenté auparavant, car il prend en compte aussi bien l'écrouissage isotrope que l'écrouissage cinématique de l'acier (même si dans le cas présent de l'emboutissage avec l'outil en croix l'intérêt de ce dernier est limité, car il n'y a pas de sollicitation cyclique, pliage-dépliage ou autre). Quelques types d'essais sont nécessaires à l'identification des paramètres du modèle, plus précisément, l'essai de traction simple (0° et 90° par rapport à la direction de laminage), l'essai de cisaillement cyclique (0° et 45° par rapport à la direction de laminage) et, éventuellement, l'essai de traction plane (0° et 90° par rapport à la direction de laminage).

Comme pour les simulations avec la loi des mélanges, nous avons étudié l'influence du coefficient de frottement sur les résultats de la simulation pour une taille de flan de 280x280 mm^2. Sur la figure 139 on remarque que, dans la région du fond plat de l'embouti, la valeur de l'amincissement reste stable quelle que soit la valeur du coefficient de frottement considéré. Le contraire est cependant valable dans la région du coude de l'embouti, où l'amincissement augmente sensiblement lorsque la valeur du coefficient de frottement est supérieure à 0.05.

En considérant une valeur du coefficient de frottement égale à 0.02, nous avons réalisé des simulations de l'emboutissage pour des tailles de flan initiales différentes, comme on peut le voir sur la figure 140. Un léger écart entre les résultats est visible uniquement dans la région du coude de l'embouti.

Nous rappelons que les résultats expérimentaux (voir figure 133) montraient une saturation de la variation de l'amincissement au-delà d'une certaine taille de flan dans la région du coude de l'embouti et une augmentation de la valeur de l'amincissement avec la taille de flan dans la région du fond plat. Les résultats de la simulation, illustrés sur la figure 141 (comparés aux résultats des essais d'emboutissage réalisés avec de l'huile) et sur la figure 142 (comparés aux résultats des essais expérimentaux réalisés avec de la graisse), sont en bon accord avec ces résultats expérimentaux dans la région du coude de l'embouti, mais pas dans la région du fond plat où la valeur de l'amincissement reste constante, quelle que soit la taille de flan initiale.

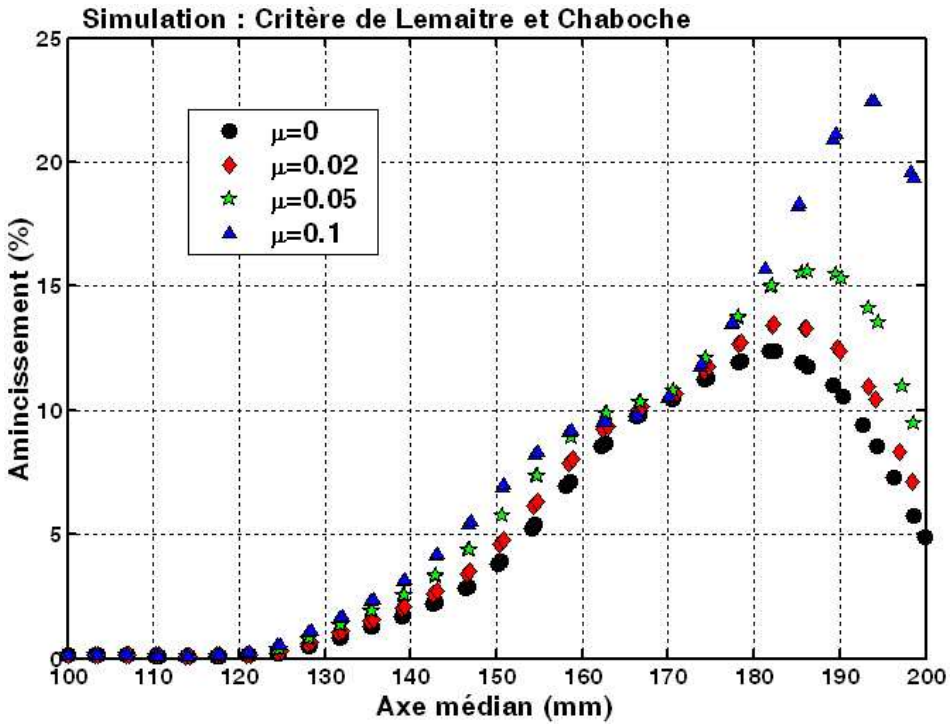


FIG. 139 – Sensibilité des résultats des simulations numériques avec le modèle de Lemaître et Chaboche au coefficient de frottement utilisé. La taille de flan initiale est de 280x280 mm^2

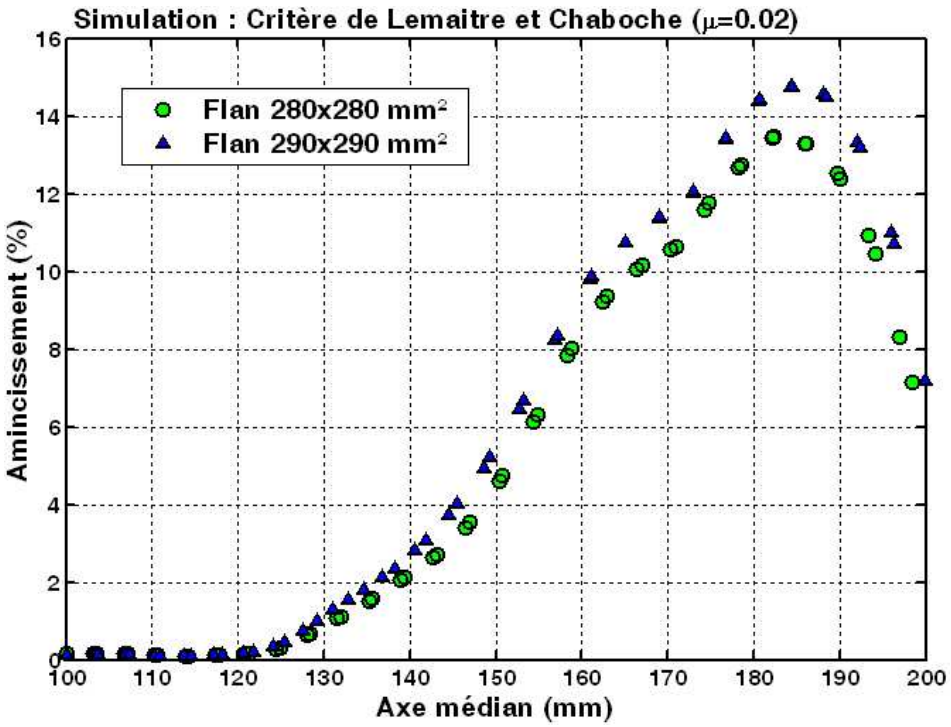


FIG. 140 – Comparaison de la variation de l'amincissement suivant la diagonale de l'embouti. Simulations numériques pour deux tailles de flan initiales différentes, 280x280 mm^2 et 290x290 mm^2

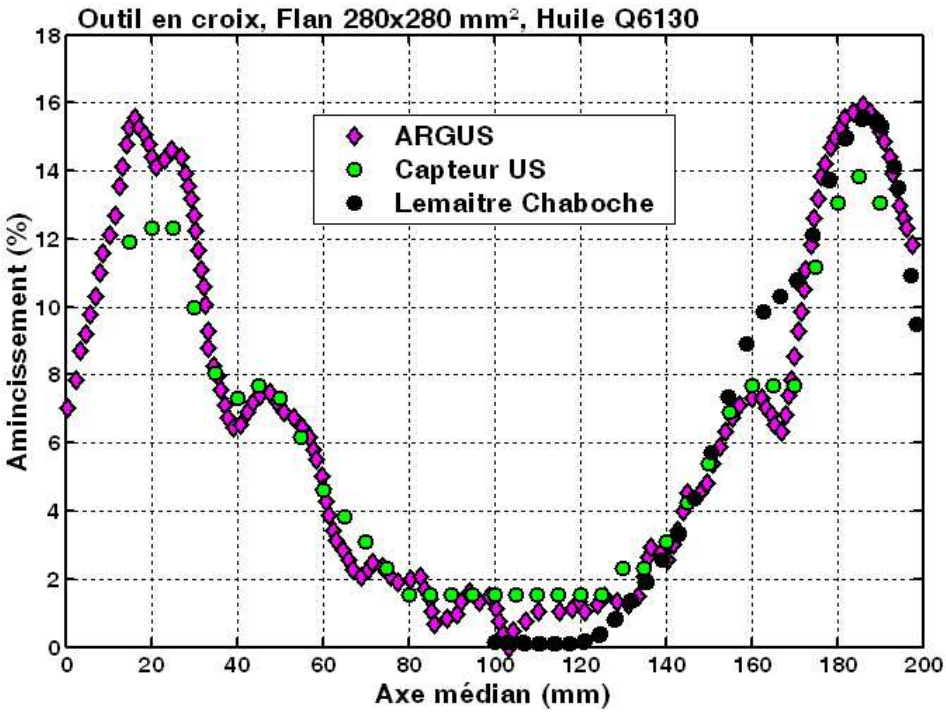


FIG. 141 – Comparaison de la variation de l'amincissement sur la diagonale de l'embouti entre les résultats expérimentaux (ARGUS et capteur ultrasons) et ceux issus de la simulation numérique avec le modèle de Lemaître et Chaboche, pour un coefficient de frottement de 0.05 et une taille de flan initiale de 280x280 mm^2

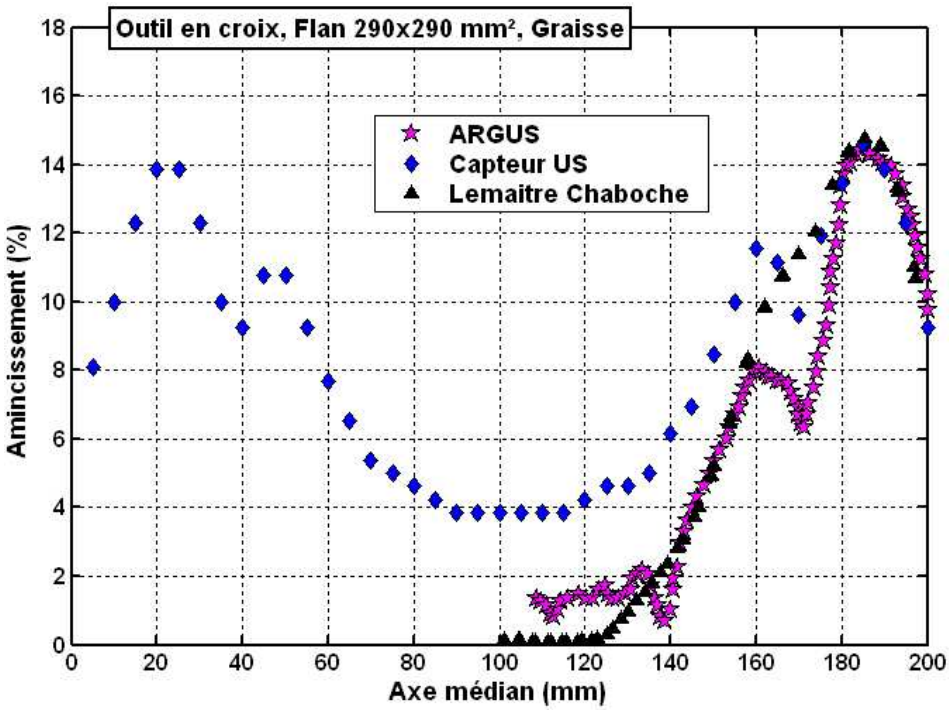


FIG. 142 – Comparaison de la variation de l'amincissement sur la diagonale de l'embouti entre les résultats expérimentaux (ARGUS et capteur ultrasons) et ceux issus de la simulation numérique avec le modèle de Lemaître et Chaboche. La taille de flan initiale est de 290x290 mm^2 et μ=0.02

2.2.3 – Discussion

La validation des modèles de comportement sur les résultats expérimentaux des essais d'emboutissage avec l'outil en croix requiert la minimisation de l'effet du coefficient de frottement lors des essais expérimentaux (afin de dissocier l'influence du frottement de celle du comportement mécanique), par exemple, utilisation de la graisse doublée d'un film Téflon comme lubrifiant pendant ces essais. Cela suggère qu'un coefficient de frottement nul ou quasi-nul (μ<0.02) devrait être utilisé lors des simulations numériques de l'emboutissage. La figure 143 montre que les résultats des simulations numériques sont meilleurs lorsqu'on utilise le modèle de Lemaître et Chaboche. L'utilisation de ce modèle de comportement qui ne tient pas compte de la transformation de phase est donc conseillée pour les simulations de la mise en forme de l'acier TRIP 800 de notre étude[100].

Il a été rapporté [Led01] que, suite à un problème mécanique de la presse d'emboutissage, la consigne de l'effort serre-flan à 350 kN n'est pas respectée, l'effort constaté étant proche de 200 kN. Nous avons effectué, par conséquent, des simulations numériques avec le modèle mixte de Lemaître et Chaboche en considérant un effort serre-flan qui approche cette valeur (soit 190 kN), pour deux coefficients de frottement différents, μ=0 et μ=0.02, respectivement. Comparé aux résultats des simulations avec un effort serre-flan de 350 kN les différences sont infimes (ce qui est normal pour le cas où μ=0), et elles sont visibles uniquement dans la région correspondant au coude de l'embouti, voir figure 144. Pour les coefficients de frottement considérés, l'effort serre-flan a donc peu d'influence sur les résultats des simulations de l'emboutissage.

Pour finir, la figure 145 montre le poinçon de l'outil en croix, après un essai d'emboutissage pour une lubrification à la graisse. On remarque que, contrairement à la région plate du poinçon, les parties situées aux rayons de courbure sont dépourvues de lubrifiant. L'analyse des flans emboutis semble confirmer l'hypothèse selon laquelle le frottement entre le poinçon et la tôle d'acier (ou alors entre la matrice et la tôle) serait plus fort dans ces régions que celui spécifique aux autres régions planes de l'embouti, figure 146. Choisir un coefficient de frottement non-nul uniquement dans les régions à fort rayon de courbure permettrait peut être d'obtenir des résultats encore meilleurs lors de la simulation numérique de l'emboutissage avec l'outil en croix.

[100]cependant, les résultats des simulations numériques avec ce modèle, ainsi qu'avec celui de Hu et Teodosiu et le modèle polycristallin, n'étaient pas en bon accord avec les résultats expérimentaux issus de l'emboutissage avec l'outil en croix d'une tôle d'acier TRIP 700 [Pie00]

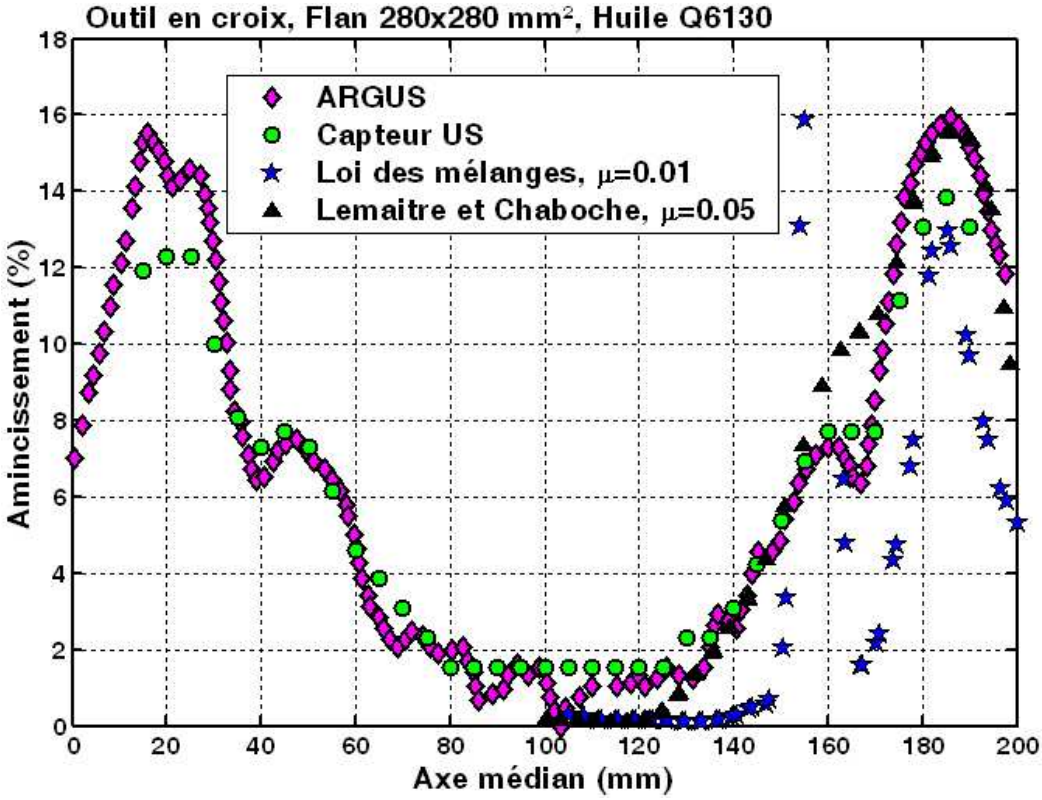


FIG. 143 – Comparaison des résultats obtenus par la simulation de l'emboutissage en croix avec le critère de Von Misès et la loi des mélanges à ceux issus de la simulation avec le modèle de Lemaître et Chaboche

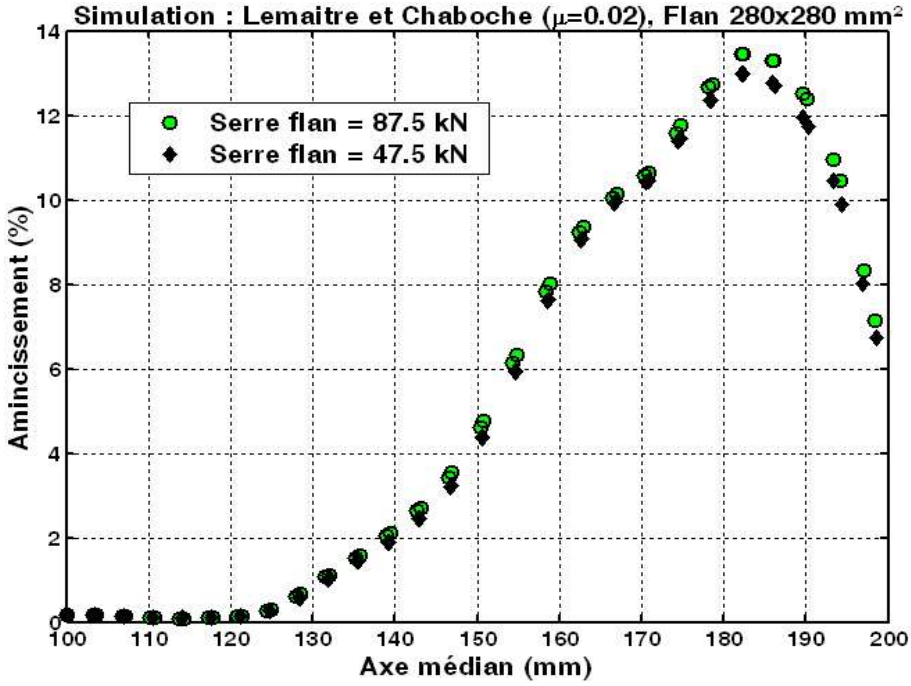


FIG. 144 – Illustration de la sensibilité des résultats de la simulation numérique de l'emboutissage à la valeur de l'effort serre-flan

FIG. 145 – Photo montrant le poinçon et le serre-flan de l'outillage utilisé pour réaliser l'essai d'emboutissage en croix. On observe que, contrairement à la région de la partie plate du poinçon, dont le centre est creux, les régions correspondant aux rayons de courbure sont dépourvues de lubrifiant après l'essai

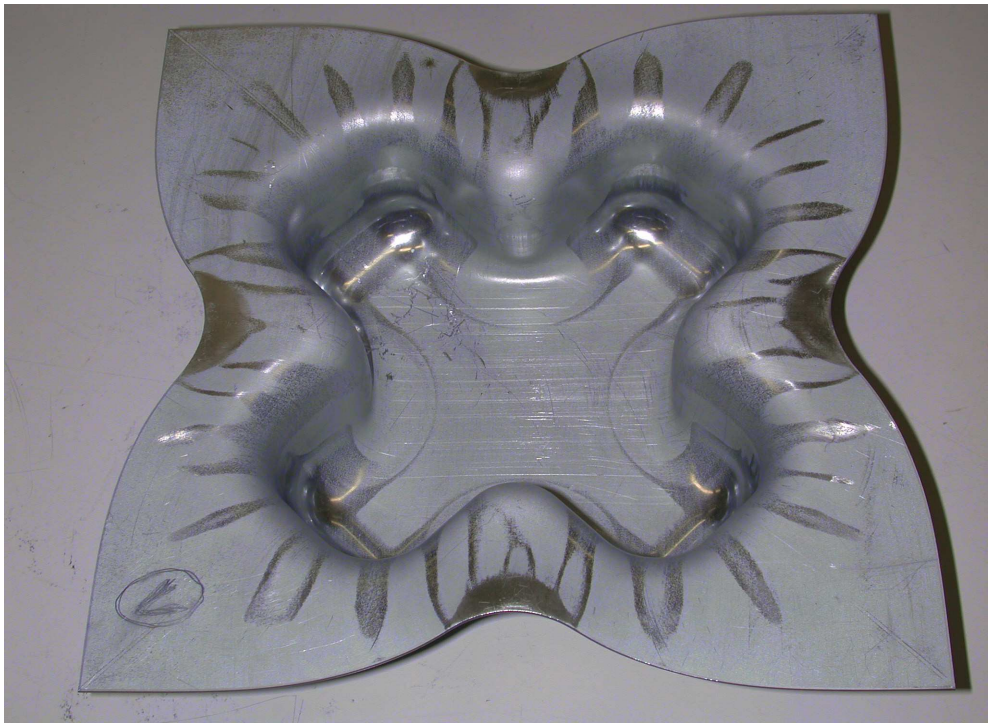


FIG. 146 – Intérieur du flan embouti : mise en évidence de régions à plus fort coefficient de frottement, par exemple, dans les rayons de courbure du poinçon

3 – Conclusion

Dans ce chapitre nous avons appliqué le modèle de comportement développé au chapitre IV pour simuler l'emboutissage avec l'outil en croix de la tôle d'acier TRIP. La comparaison des résultats à ceux obtenus lors des simulations de l'emboutissage en croix avec le modèle de Lemaître et Chaboche et aux résultats expérimentaux a été réalisée. Pour les deux modèles de comportement mentionnés, nous avons aussi étudié l'influence du coefficient de frottement sur les résultats donnés par la simulation. En effet, il est bien connu que le frottement reste le phénomène qui, de loin, est le plus difficile à prendre en compte correctement lors des simulations numériques de la mise en forme.

Nous pouvons conclure que :

- ⋆ *une fois leurs paramètres ajustés, le modèle de Lemaître et Chaboche et celui donné par le critère de Von Misès couplé à la loi des mélanges avec transformation de phase, décrivent correctement le comportement de l'acier TRIP lors des sollicitations mécaniques simples ;*
- ⋆ *le frottement (ou l'état de surface, l'échauffement, etc.) influence de façon non négligeable le comportement du matériau pendant l'étape de la mise en forme. Afin de diminuer les temps et la complexité des simulations numériques de la mise en forme, les modèles de comportement implémentés dans les codes de calcul ont tendance à être simplifiés autant que possible (par exemple, les modèles testés sont isothermes, ils ne tiennent pas compte de l'influence d'un éventuel échauffement induit par le frottement sur le comportement du matériau lors de sa mise en forme) et à utiliser un nombre réduit de paramètres. En supposant le comportement mécanique connu, il est souhaitable de rendre indépendante la valeur du coefficient de frottement par rapport à la géométrie des pièces, taille de flan, etc. Par conséquent, une méthode permettant de dissocier l'aspect purement matériau de l'aspect frottement a été employée lors de l'emboutissage avec l'outil en croix ; dans notre cas, cela consistait en l'utilisation de la graisse doublée téflon pour assurer la lubrification optimale de la tôle ;*
- ⋆ *des deux modèles de comportement testés, celui de Lemaître et Chaboche approche mieux les résultats expérimentaux et il décrit correctement l'amincissement dans la région du coude de l'embouti. Les autres avantages de ce modèle sont :*
  1. *l'identification de ses paramètres nécessite uniquement trois types d'essais simples ;*
  2. *l'introduction de l'anisotropie du matériau ;*
  3. *il tient compte de l'écrouissage cinématique et isotrope du matériau ;*
- ⋆ *la transformation de phase n'est pas un facteur dont on doit obligatoirement tenir compte explicitement lors de la simulation de la mise en forme de notre acier TRIP, à partir du moment où les essais simples sont bien simulés par le modèle (Lemaître et Chaboche, par exemple) ;*
- ⋆ *pour essayer d'améliorer encore plus les résultats des simulations avec l'outil en croix on pourrait envisager d'utiliser des coefficients de frottements différents suivant la géométrie des contacts, par exemple, dans le cas présent, distinguer rayons de courbure et parties planes où, à cause des contraintes géométriques, le coefficient de frottement risque de varier au cours de l'essai de mise en forme.*

Conclusion et perspectives

Le sujet de la thèse portait sur les relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques des aciers TRIP faiblement alliés. Le domaine d'utilisation de ces aciers est l'industrie automobile, pour les pièces de structure de la caisse assemblée. Ce travail se veut un support pour :

- ⋆ souligner le rôle des paramètres métallurgiques (cycles thermomécaniques, teneur en éléments d'alliage, traitements thermiques, etc.) permettant d'obtenir une microstructure multiphasée, contenant de l'austénite résiduelle ;
- ⋆ la compréhension des mécanismes physiques qui gouvernent la transformation de phase dans les aciers TRIP ;
- ⋆ éclaircir l'influence de la transformation de l'austénite résiduelle en martensite induite par la déformation plastique sur le comportement mécanique des aciers TRIP faiblement alliés ;
- ⋆ aborder d'une façon simple et industriellement applicable la modélisation du comportement mécanique des aciers TRIP multiphasés.

Nous avons commencé nos travaux par la description de la métallurgie des aciers TRIP : la distinction entre les aciers TRIP inoxydables, à faible teneur en carbone, hautement alliés et 100 % austénitiques, et les aciers TRIP faiblement alliés, dont la teneur en austénite résiduelle varie généralement entre 5 et 25 % a été faite. Le rôle de différents éléments d'alliage, en particulier celui du carbone, élément de base utilisé pour stabiliser l'austénite résiduelle a été expliqué en détail à ce stade. Mais la microstructure finale et, par conséquent, les propriétés mécaniques des aciers TRIP, ne dépendent pas uniquement de la composition chimique. Elles sont largement tributaires des cycles thermomécaniques et des traitements thermiques appliqués à la tôle d'acier, cycles et traitements qui doivent être ajustés au mieux pour obtenir les caractéristiques mécaniques établies par le cahier des charges.

Deux mécanismes gouvernent la transformation de phase dans les aciers TRIP. Le premier, dénommé S.A.M., agit aux températures proches de M_s où la transformation martensitique a lieu pour des chargements élastiques. Il est responsable du phénomène de plasticité de transformation observé dans les aciers TRIP inoxydables lors d'un refroidissement à charge constante. Le deuxième mécanisme, dénommé S.I.M, agit aux températures supérieures à M_s^σ où la transformation de phase est contrôlée par le niveau de déformation inélastique.

La stabilité intrinsèque de l'austénite résiduelle dépend de sa teneur en carbone. Sa stabilité au cours des chargements thermomécaniques est fonction de la température et de l'état macroscopique des contraintes. Il faut accorder une importance particulière à l'influence de ces

paramètres sur la formabilité et sur la tenue en crash lors de la conception et de la fabrication des tôles d'acier TRIP.

Le comportement macroscopique du matériau dépend à la fois du comportement de chaque phase de sa microstructure et de l'avancement de la transformation de phase $\gamma_r \rightarrow \alpha'$. Le premier aspect a été étudié à travers des essais de nanoindentation qui ont permis de mettre en évidence la grande dureté de l'austénite résiduelle, principalement à cause de sa grande teneur en carbone. Par la suite, à l'aide de mesures par diffraction de neutrons, le comportement des phases a été déterminé lors des essais de traction in-situ.

Une des clés de voûte de notre étude a été le développement d'un dispositif de dosage magnétique qui permet de mesurer de façon quantitative la transformation martensitique induite par la déformation plastique. La technique de mesure, très rapide et simple d'emploi, a aussi l'avantage de réaliser des mesures volumiques de l'austénite résiduelle. Ce moyen de mesure nous a permis d'établir une importante base expérimentale caractérisant la transformation martensitique en fonction du mode de sollicitation (à la température ambiante) et en fonction de la température (pour des sollicitations de traction simple). Cette base expérimentale nous a servi d'appui dans l'établissement d'une fonction de transformation phénoménologique permettant de calculer à tout moment du chargement (T=25 °C) et pour n'importe quelle température (en traction simple, T>M_s^σ) la fraction volumique de l'austénite résiduelle. L'injection de cette fonction de transformation dans une loi qui tient compte de la contribution relative de chaque phase au comportement global de l'acier, nous a permis de décrire, de façon simplifiée, le comportement mécanique de l'acier TRIP 800. Là encore, les résultats donnés par la loi des mélanges ont été validés sur une importante base expérimentale d'essais de traction simple et de traction plane, de cisaillement monotone et d'expansion équibiaxiale.

Finalement, le modèle de comportement donné par le critère de plasticité isotrope de Von Misès dont l'évolution du terme d'écrouissage isotrope est donnée par la loi des mélanges a été implémenté dans un code de simulation de la mise en forme, Pam-Stamp 2000. Comparés aux résultats expérimentaux d'emboutissage avec l'outil en croix, les résultats de la simulation avec la loi des mélanges sont valides dans certaines régions du flan embouti. Il sont globalement moins bons que ceux obtenus avec le modèle mixte de Lemaître et Chaboche qui ne tient pas compte de la transformation de phase, mais qui utilise l'écrouissage cinématique et isotrope, ainsi que des paramètres décrivant l'anisotropie du matériau. Il ne semble pas nécessaire d'introduire la transformation de phase lors de la simulation numérique de la mise en forme de l'acier TRIP 800, tant que l'anisotropie qu'elle induit est correctement prise en compte par le modèle.

La caractérisation de la microstructure des aciers TRIP reste un problème assez délicat. En particulier, les propriétés mécaniques des phases sont difficilement accessibles, un moyen très coûteux de les obtenir étant les mesures par diffraction de neutrons. Il serait donc très interessant d'améliorer les modèles de prédiction du comportement des phases à partir des courbes de nanoindentation. Les mesures de nanoindenation couplées à l'AFM seraient mieux exploitées de cette façon et permettraient aussi bien de caractériser la microstructure et d'avoir un accès très rapide au comportement micromécanique des phases. Une base des données pourrait être rapidement construite pour une large variété d'aciers TRIP.

Concernant la caractérisation mécanique de l'acier TRIP, celle-ci devrait être complétée par des essais de fatigue. Certaines applications (les disques de roues, par exemple) nécessitent en effet de déterminer la résistance de l'acier à la propagation des fissures.

Avec l'augmentation de la puissance de calcul des systèmes informatiques, l'établissement des modèles de comportement micromécaniques devient envisageable même lorsqu'il s'agit des aciers aussi complexes que les aciers TRIP multiphasés. Par exemple, les modèles polycristallins semblent avoir un très bon potentiel. Leur généralisation et leur validation pourrait passer par

un choix judicieux des fonctions de plasticité et de transformation tenant compte de l'anisotropie des tôles. Les équations de comportement devraient être formulées en élastoviscoplasticité. Ainsi, les variables d'écrouissage et celles associées à la transformation de phase devraient dépendre de la température, du mode et de la vitesse de sollicitation. L'amélioration de la transition d'échelles permettrait d'obtenir une partition réaliste des déformations entre les phases.

À terme, l'amélioration des propriétés des matériaux nécessitera le développement des microstructures complexes, comme c'est le cas de la microstructure des aciers TRIP. L'enjeu serait alors d'intégrer plus de physique et plus de caractéristiques matériau dans des simulations par éléments finis. Les choix possibles sont soit d'utiliser des modèles micromécaniques à base physique pour identifier au mieux les paramètres des modèles sur des essais classiques, soit d'implémenter directement le modèle de comportement en chaque point d'intégration d'un maillage d'une structure pour la mise en forme. La dernière solution nécessite une puissance de calcul conséquente.

Annexe A

Techniques expérimentales

A.1 – Prélèvement des échantillons 202

A.2 – Protocole des attaques chimiques 203

A.1 – Prélèvement des échantillons

Le schéma de prélèvement des échantillons analysés en microscopie optique et en microscopie électronique à balayage est donné sur la figure 147. Au total, nous avons prélevé douze échantillons en quatre endroits différents dans la largeur de tôle. En chaque endroit, trois échantillons ont été coupés, enrobés et attaqués pour une analyse suivant les trois directions caractéristiques de la tôle.

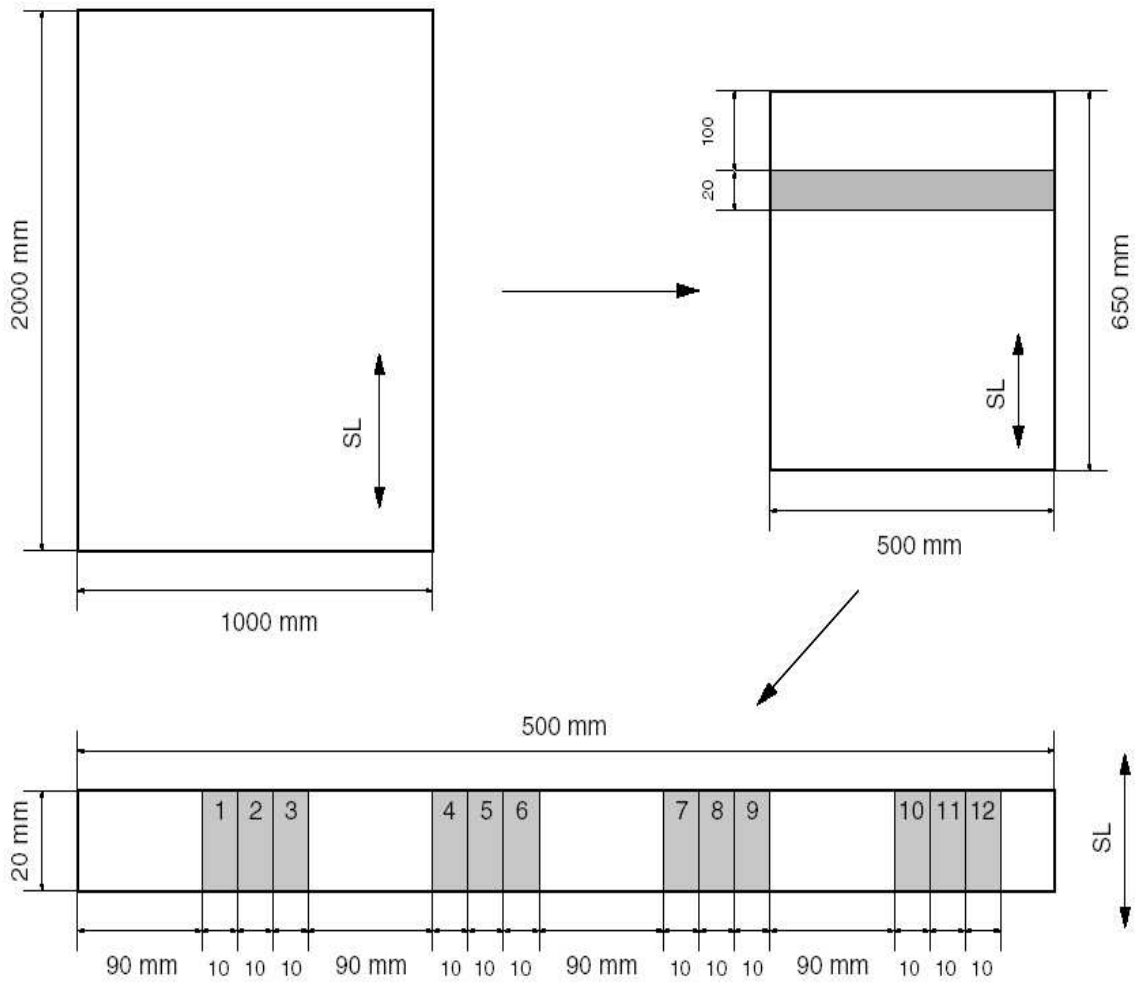


FIG. 147 – Schéma de prélèvement des échantillons pour analyse en microscopie (SL = sens long)

A.2 – Protocole des attaques chimiques

Deux réactifs d'attaque ont été utilisés, suivant les analyses faites. Leur composition est la suivante :

microscopie optique (MO) : attaque Le Pera modifiée

- 3 g $Na_2S_2O_5$;
- 100 ml d'eau distillée ;
- 4 g d'acide picrique ;
- 100 ml d'éthanol ;

Les deux solutions sont mélangées juste avant d'attaquer la surface de l'échantillon. La quantité de $Na_2S_2O_5$ à utiliser pour l'attaque peut varier de 2 à 4 g. Le temps d'attaque est d'environ 10 secondes. En microscopie optique, l'austénite est révélée en blanc, la ferrite en bleu et la martensite en noir/marron foncé.

microscopie électronique à balayage (MEB) : attaque Villela

- 100 ml d'éthanol ;
- 3 g d'acide picrique ;
- 1 ml d'acide nitrique ;
- 1 ml d'acide chlorhydrique ;

Le temps d'attaque est de 10-15 secondes. En microscopie optique, la ferrite est révélée en marron foncé, l'austénite en blanc nacré et la martensite en marron clair. Avec cette attaque il est donc impossible de distinguer en microscopie optique la martensite de la ferrite.

Lors de la transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ la martensite se forme à l'intérieur de grains d'austénite. Les observations MEB permettent de distinguer l'austénite non-transformée, qui n'est pas attaquée par le réactif Villela, de la ferrite (dissoute uniformément) et de la martensite, attaquée, qui apparaît rugueuse sur les micrographies.

microscopie à force atomique (AFM) : électropolissage

Cette méthode de préparation consiste en un polissage électrolytique des échantillons immergés pour quelques minutes dans une solution constituée de 5 % $HClO_4$ et de 95 % d'acide acétique maintenue à 15 °C. Comme le taux de dissolution est différent pour chaque phase, cela permet de créer un relief sur la surface, relief permettant de résoudre les phases lors des analyses par AFM.

Annexe B

Caractérisation du comportement mécanique

B.1 – Propriétés en traction simple 205

B.2 – Propriétés en traction plane 207

B.3 – Propriétés en cisaillement 209

B.4 – L'expansion équibiaxiale. Emboutis Marciniak 211

B.5 – Comportement dynamique du matériau 215

B.6 – Bake hardening 219

B.1 – Propriétés en traction simple

B.1.1 – Géométrie des éprouvettes et conditions d'essai

Pour la nuance 1736 de l'acier, toutes les éprouvettes de traction simple ont été prélevées en pleine tôle dans le sens de laminage et usinées à partir des flans (650x500 mm^2) par une découpe par fil. La figure 148 montre le plan des éprouvettes utilisées pour les essais de traction.

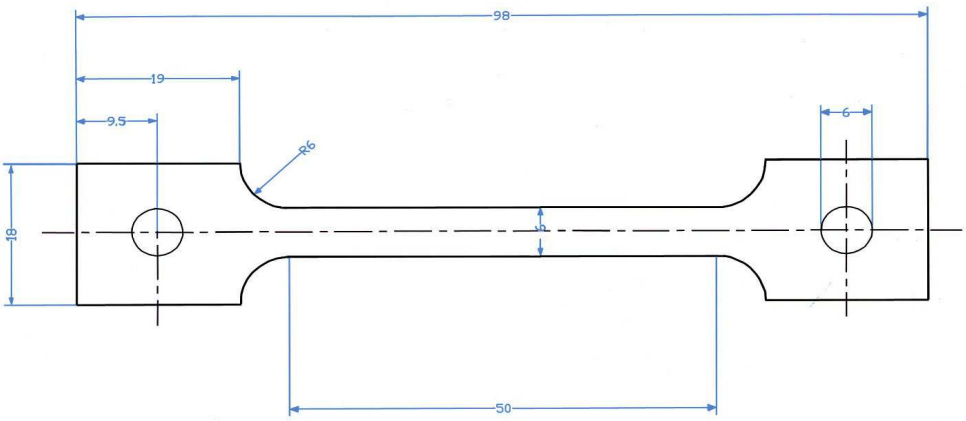


FIG. 148 – Eprouvette de traction simple

Cette campagne comprend les essais interrompus de traction simple à différentes températures sur les éprouvettes qui seront utilisées plus tard pour le dosage de l'austénite résiduelle. Elle s'est déroulée comme suit, tableau 27 :

température (°C)	nombre d'éprouvettes testées	essais interrompus	essais à rupture
−50	5	4	1
−20	6	5	1
25	8	6	2
55	6	5	1
75	6	5	1

TAB. 27 – Campagne d'essais de traction simple

B.1.2 – Résultats et discussion

Les résultats complets des essais de traction à différentes températures sont montrés sur la figure 149. À chaque température, plusieurs essais interrompus ont été réalisés (cf. tableau 27) afin de mesurer par dosage magnétique le taux d'austénite transformée. Les résultats sont parfaitement reproductibles.

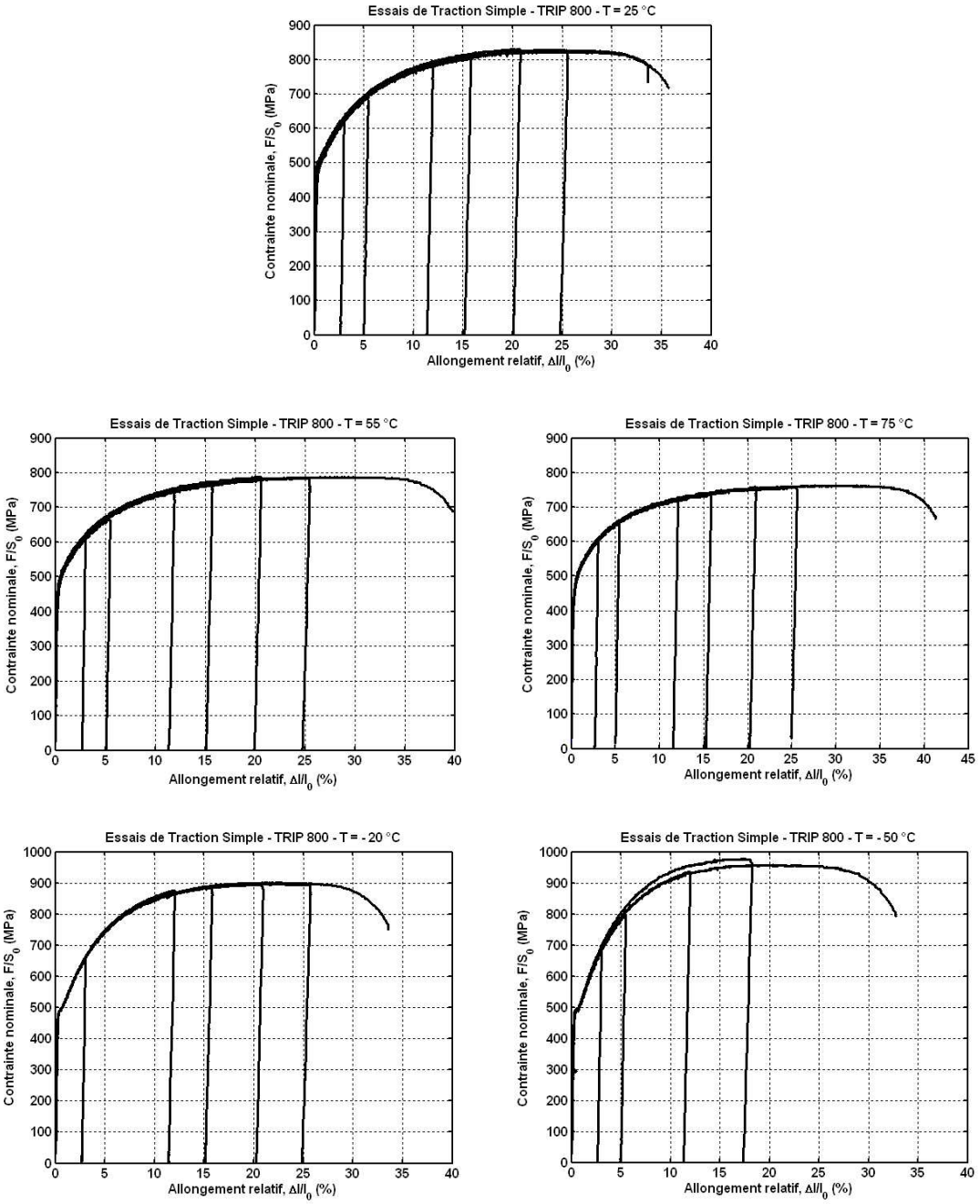


FIG. 149 – Essais de traction simple à différentes températures

B.2 – Propriétés en traction plane

B.2.1 – Géométrie des éprouvettes

Le plan de l'éprouvette de traction plane est donné sur la figure 150. La faible dimension de la zone utile de l'éprouvette empêche l'utilisation d'un extensomètre pour le calcul de la déformation. Afin d'obtenir l'allongement plastique après un essai, nous avons mesuré la distance entre deux lignes d'échantillonnage tracées sur les éprouvettes, figure 150.

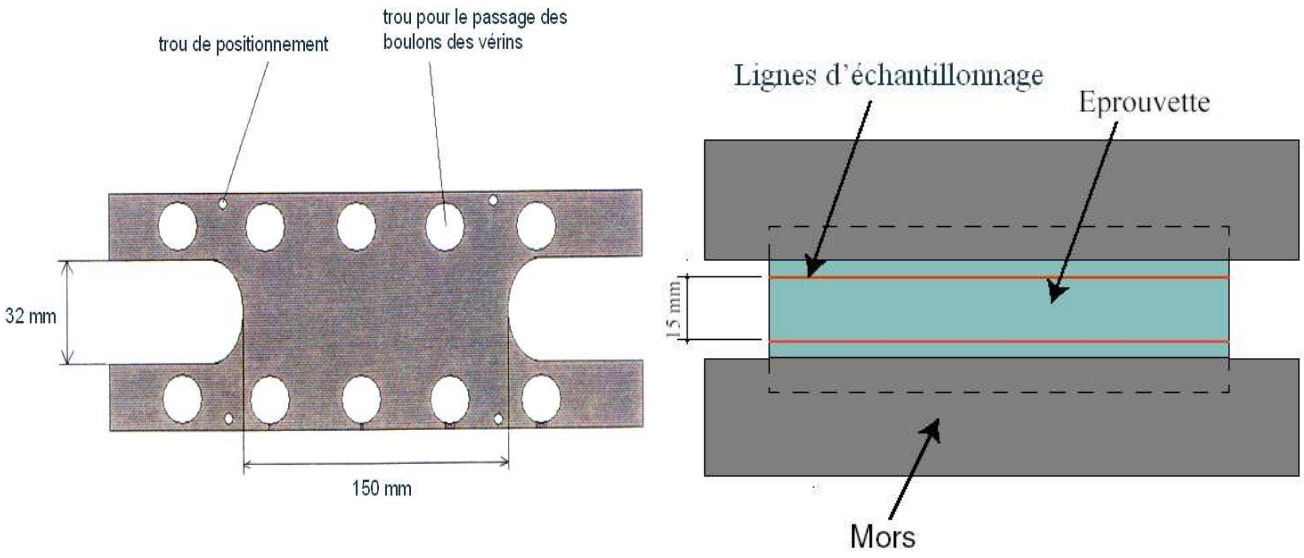


FIG. 150 – Éprouvette utilisée pour les essais de traction plane

B.2.2 – Résultats et discussion

Le tableau 28 donne le nombre d'éprouvettes utilisées pour cette campagne d'essais.

sans BH	avec BH à 2 % de prédéformation	avec BH à 5 % de prédéformation
8	4	4

TAB. 28 – Campagne d'essais de traction plane

Un gros inconvénient de ces essais est l'absence d'extensomètre pour la mesure de la déformation. Il s'avère que le glissement dans les mors est important et rend inexploitables les données de l'acquisition du déplacement de la traverse. Un faible glissement est présent dès la partie élastique du chargement, il est visible sur la partie élastique de la courbe d'acquisition contrainte-déplacement vérin. La connaissance de la rigidité de la machine nous aurait aidé à calculer la courbe réelle contrainte-allongement de l'éprouvette.

B.2.3 – Contrainte et déformation équivalentes de Von Misès

Dans la partie élastique, la loi de Hooke exprimée dans l'état des *contraintes planes* avec l'hypothèse de déformation en traction plane (ce qui est le cas, a priori) nous permet d'obtenir la forme du tenseur des contraintes. Il est donné par :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \begin{pmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \nu \cdot \sigma_1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$$

où σ_1 est la contrainte nominale de traction. On a considéré $\nu = 0.3$ en élasticité, valeur couramment utilisée pour les aciers. Dans la partie plastique de l'écoulement, la relation de Prandtl-Reuss donne $\sigma_2 = 1/2 \cdot \sigma_1$ (dans le repère des contraintes principales), ce qui revient à dire que le tenseur des contraintes garde la même forme qu'en élasticité, avec $\nu = 0.5$ en plasticité.

La contrainte équivalente dans le sens de Von Misès se calcule comme suit :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{1 - \nu + \nu^2} \cdot \sigma_1$$

La déformation équivalente de Von Misès est donnée par la relation

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \varepsilon_1$$

avec ε_1 la déformation dans la direction de traction.

B.3 – Propriétés en cisaillement

B.3.1 – Géométrie des éprouvettes

Les éprouvettes de cisaillement ont une forme rectangulaire de taille 40×20 mm^2 (40 mm dans le sens de laminage et 20 mm dans le sens travers). Cette géométrie a été validée [Pie00] lors d'une campagne d'essais consistant à vérifier les hypothèses de cisaillement pur dans la partie sollicitée de l'éprouvette, i.e. contraintes nulles dans la direction transverse, diminution de largeur libre et uniformité du champ des déformations ε_{LT}, ε_{LL}, ε_{TT}. Le tableau 29 résume la campagne d'essais.

sans BH	avec BH (prédéf 5 %)
8	7

TAB. 29 – Nombre d'éprouvettes testées lors de la campagne d'essais de cisaillement

B.3.2 – Remarques

La figure 151 montre deux éprouvettes sollicitées en cisaillement monotone : comme la peinture qui permettait de mesurer la pente de cisaillement avait tendance à se déchirer au cours des essais à forte déformation, il a fallu en trouver une qui gardait une bonne élasticité après séchage. De plus, la frontière entre le blanc et le noir devait être nette, sans bavures.

Lors de l'acquisition de la pente, nous avons considéré une petite portion de droite au milieu de l'éprouvette. Les conditions de cisaillement y sont respectées plus rigoureusement, on évite également les effets de bord[101].

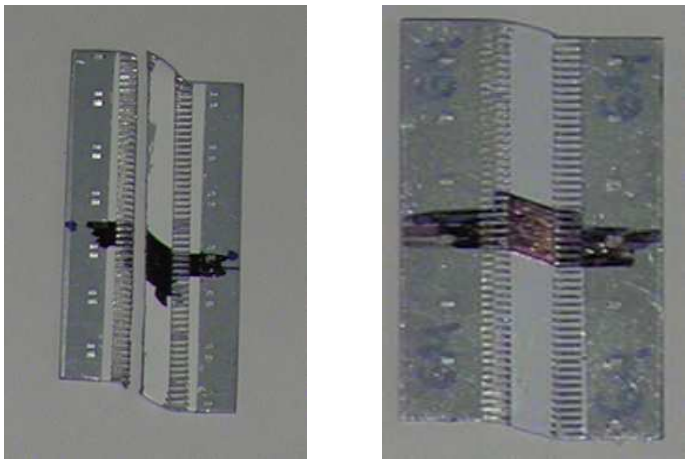


FIG. 151 – Eprouvettes de cisaillement déformées

[101] en regardant l'éprouvette au projecteur de profil, nous avons constaté que, à forte déformation, la droite donnant la pente de cisaillement devenait progressivement courbe

Les essais de cisaillement monotone sont parfaitement reproductibles. Ils sont montrés sur la figure 152.

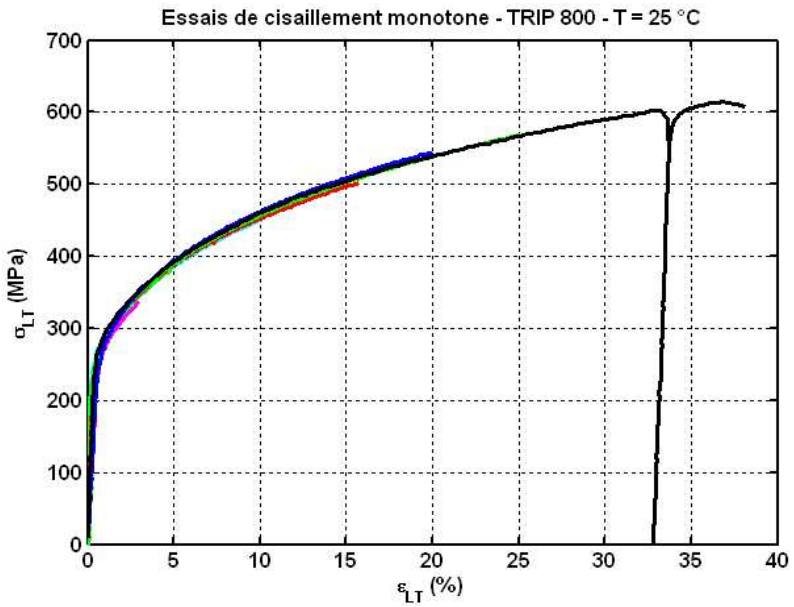


FIG. 152 – Essais de cisaillement monotone

B.3.3 – Contrainte et déformation équivalentes de Von Misès

La contrainte équivalente en cisaillement a été calculée à partir de la formule

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3} \cdot \sigma_{LT}$$

avec σ_{LT} la contrainte de cisaillement (vraie)[102].

De la même façon, la déformation équivalente est donnée par

$$\varepsilon_{eq} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \varepsilon_{LT}$$

où ε_{LT} est la déformation de cisaillement (vraie) dans le plan de la tôle. On a $\varepsilon_{LT} = \gamma_{mes}/2$, avec γ_{mes} la pente de cisaillement mesurée.

[102] **L** correspond au sens long et **T** au sens travers

B.4 – L'expansion équibiaxiale. Emboutis Marciniak

B.4.1 – Flans d'emboutissage et moyen d'essai

Les flans sont de forme rectangulaire, ils ont tous une longueur de 520 mm dans le sens du laminage et une largeur de 500 mm. Trois séries d'essais Marciniak ont été réalisées, le nombre d'éprouvettes utilisées lors de cette campagne est précisé dans le tableau 30.

	expansion équibiaxiale
série 1	6
série 2	8
série 3	5

TAB. 30 – Campagne d'emboutissage avec l'outil Marciniak, flans d'expansion équibiaxiale

Le rayon de courbure est de 6 mm pour la matrice et de 20 mm pour le poinçon. Afin d'assurer un champ des déformations homogène dans le fond plat de l'embouti, en évitant le frottement entre le flan et le poinçon à cet endroit-là, nous avons utilisé un contre-flan en acier XES d'une épaisseur de 0.77 mm et de diamètre $\phi_{int} = 140$ mm.

B.4.2 – Mesure de l'échauffement en fin d'essai

À l'aide d'un thermomètre de contact, nous avons mesuré l'échauffement au milieu du fond plat des emboutis, tableau 31. Les valeurs indiquées, prélevées à 10-15 secondes après la fin de chaque essai, sous-estiment d'environ 10 °C les valeurs réelles atteintes.

profondeur (mm)	T (°C)
41	75
36	55
31	47
26	43
21	35
13	31

TAB. 31 – Prélèvement de la température au centre du fond plat des emboutis après l'essai d'emboutissage

On remarque sur la figure 153 que l'échauffement est assez important pour les grandes profondeurs d'emboutissage et que, pour un même type de sollicitation, la température augmente avec le niveau de déformation, d'autant plus que le flan est proche de la striction ou de la rupture.

B.4.3 – Calcul de la déformation dans le fond plat de l'embouti

Pour les besoins des diverses analyses, la valeur moyenne de la déformation dans le centre du fond plat des emboutis a été mesurée. Une grille formée de petits cercles de diamètre $\phi = 1.8$ mm et espacés de 2 mm a été déposée à l'endroit qui correspondra au fond plat de l'embouti. Une fois l'emboutissage terminé, une analyse par corrélation d'images des grilles déformées nous fournit le champ des déformations dans la zone marquée, figure 154. La figure 154 montre un exemple des résultats obtenus.

Le chapitre IV utilise ces résultats, en particulier afin d'établir la cinétique de transformation en expansion équibiaxiale pour le TRIP 800. Nous avons besoin de connaître la déformation moyenne (suivant les deux directions principales) dans un rectangle de 60x6 mm^2 situé au centre du fond plat de l'embouti. Un programme spécialement conçu permet de sélectionner

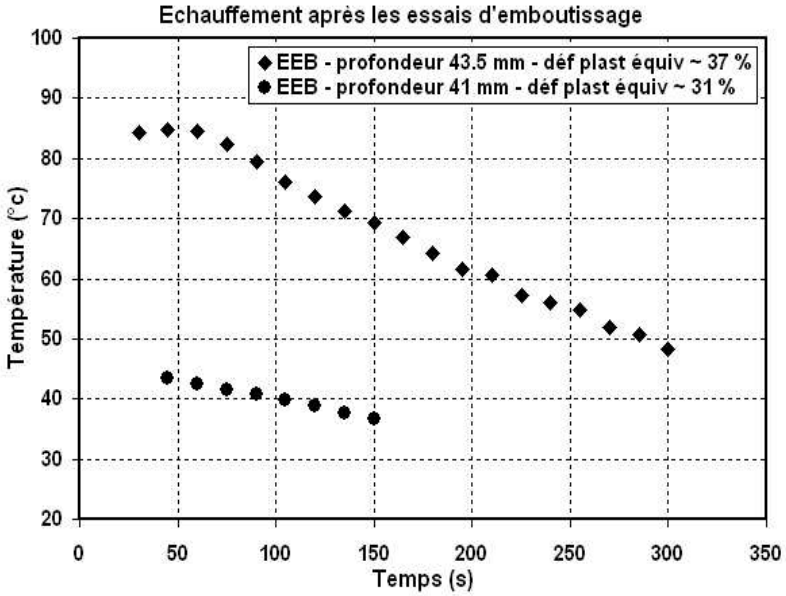


FIG. 153 – Évolution de la température au centre du fond plat de l'embouti une fois l'emboutissage terminé

la position et la taille de l'échantillon de forme rectangulaire qui sera ensuite utilisé pour le dosage magnétique et aussi, de calculer la déformation moyenne correspondant à la surface sélectionnée, figure 155. Des cercles de repérage (rayons de 5, 25 et 50 mm) faits à l'endroit qui allait correspondre au milieu du fond plat des emboutis nous ont permis de confirmer les mesures des déformations données par le logiciel de corrélation d'images.

B.4.4 – Déformation équivalente de Von Misès

La déformation équivalente de Von Misès en expansion équibiaxiale se calcule à partir de la relation classique

$$\varepsilon_{eq} = 2 \cdot \varepsilon$$

où ε est la déformation suivant la direction L ou T de la tôle, avec $\varepsilon = \varepsilon_L = \varepsilon_T$.

On note que, pour ce type d'essai, nous n'avons pas accès à la mesure des contraintes dans l'embouti.

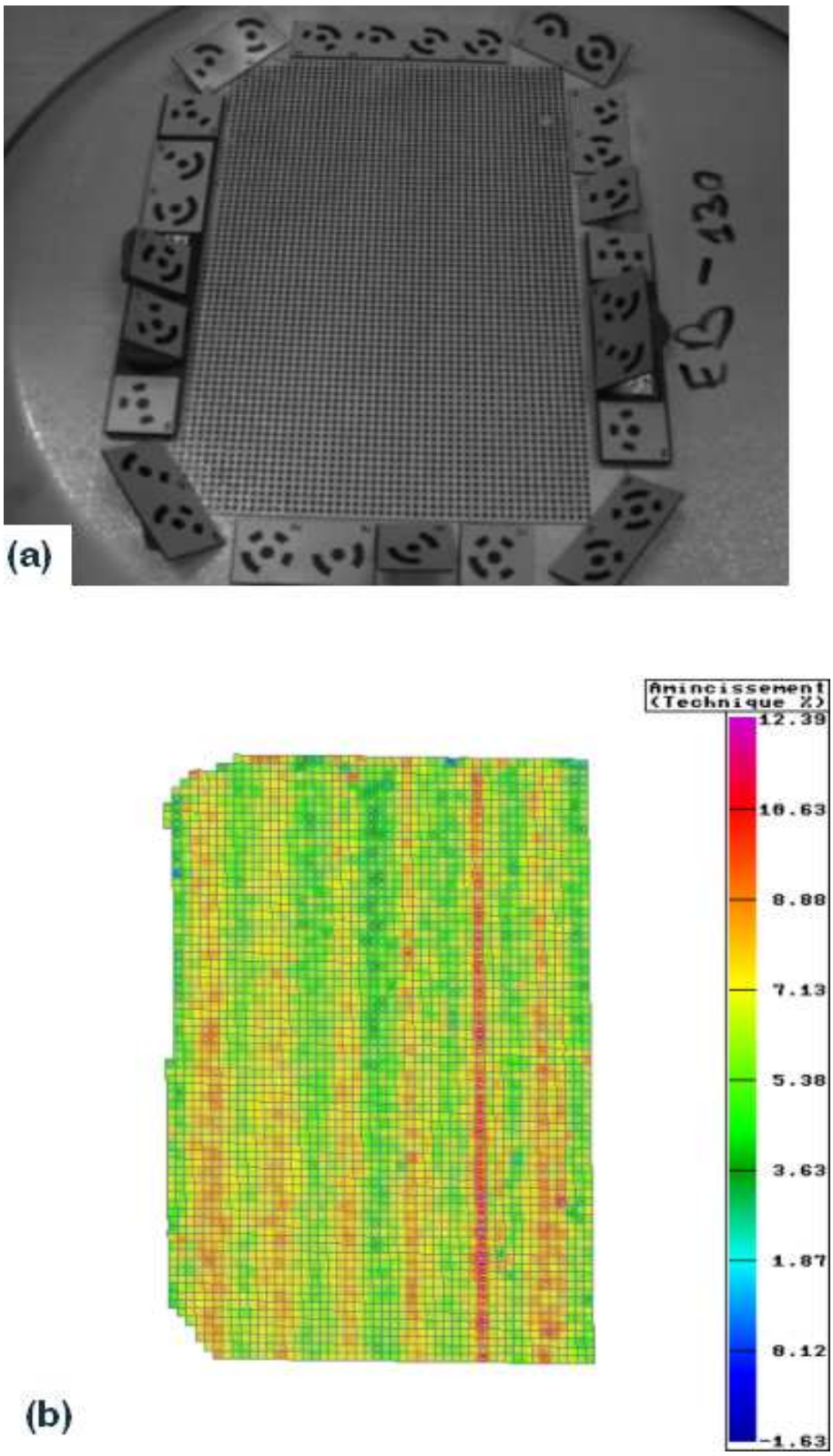


FIG. 154 – (a) Calcul de la déformation des emboutis : acquisition de la grille déformée ; (b) Carte donnant l'amincissement après emboutissage dans la zone analysée

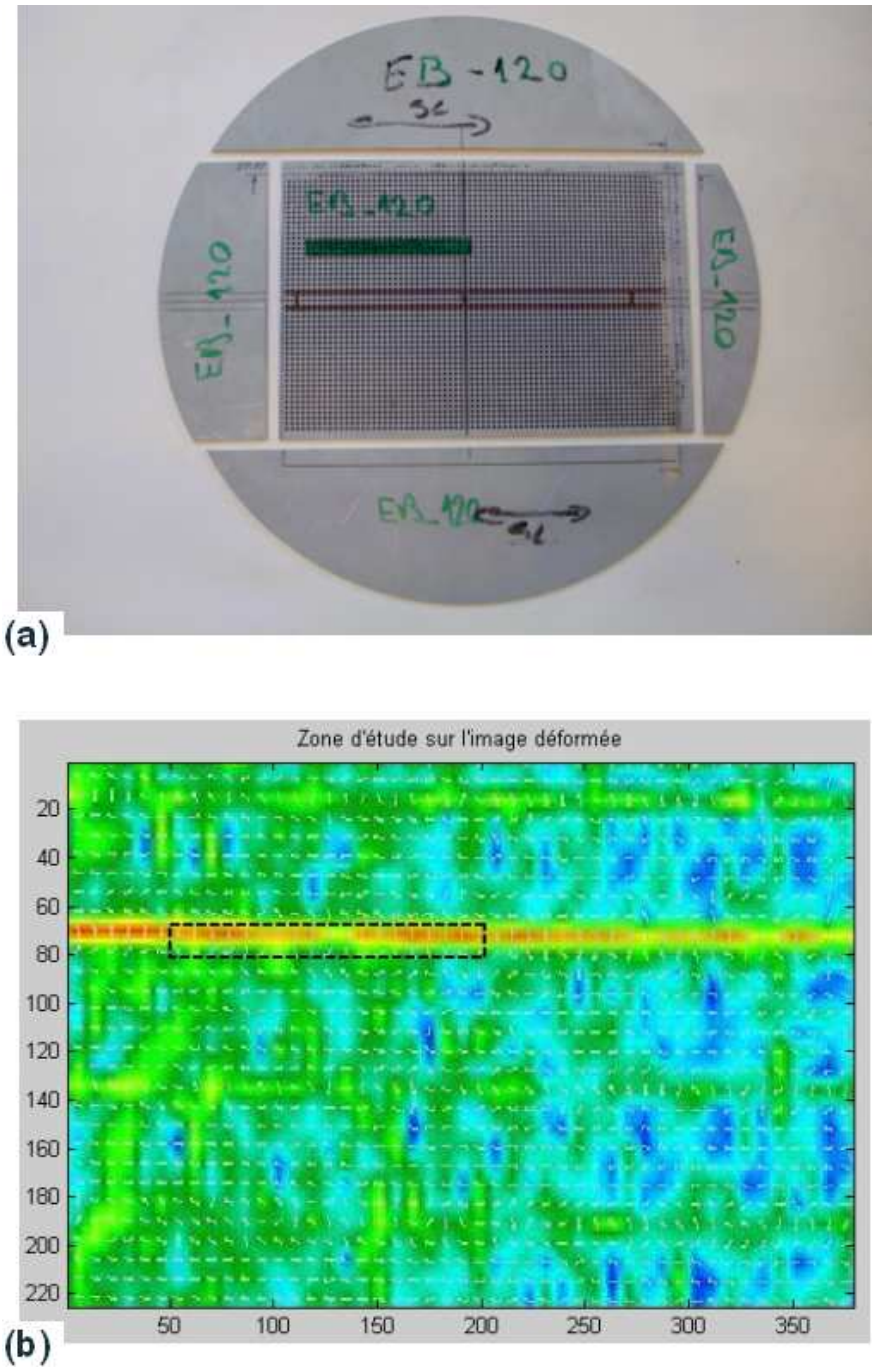


FIG. 155 – Repérage de l'échantillon de dosage magnétique (a) sur la grille déformée et (b) sur la carte d'amincissement correspondante

B.5 – Comportement dynamique du matériau

B.5.1 – Géométrie des éprouvettes

La figure 156 montre la machine de traction à grande vitesse disponible chez Renault. On distingue la partie d'acquisition de la déformation (extensomètre optique Zimmer), la partie mécanique centrale (montage éprouvette + vérin + groupe hydraulique) et la partie de pilotage et d'acquisition du signal (PC central, etc.).

FIG. 156 – Machine Instron de traction à grande vitesse (Renault)

La géométrie de l'éprouvette, figure 157, a été étudiée afin de satisfaire les hypothèses d'uniaxialité des contraintes et l'homogénéité de la déformation dans la partie utile. En particulier, elle est optimisée pour permettre au vérin d'atteindre sa vitesse maximale de 20 m/s.

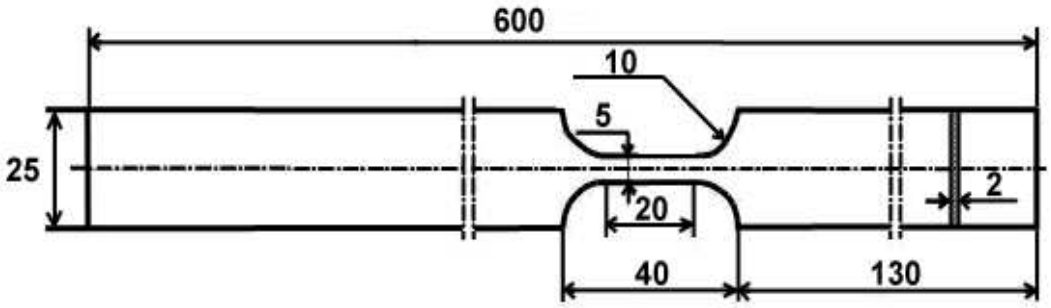


FIG. 157 – Géométrie de l'éprouvette pour les essais de traction à grande vitesse

B.5.2 – Résultats et discussion

Le tableau 32 résume la campagne d'essais de traction à grande vitesse. La vitesse de déformation est calculée en considérant la longueur de la partie utile de l'éprouvette.

vit. vérin (m/s)	vit. déf. (s^{-1})	nombre d'épr. testées
$2{\cdot}10^{-4}$	10^{-2}	1
0.1	5	2
1	50	3
5	250	3

TAB. 32 – Conditions d'essai pour la campagne TGV

Pour des vitesses de sollicitation supérieures à 1 m/s, la mesure de l'effort est fortement perturbée par l'onde de choc générée lors de la mise en vitesse du vérin. Dans ces cas, le signal d'acquisition représentant l'effort de traction doit être filtré. Pour les très grandes vitesses de sollicitation (v>5 m/s), l'effort de traction est calculé à partir du signal donné par une jauge de déformation collée sur la tête de l'éprouvette. La figure 158-(a) compare les résultats bruts à ceux obtenus après post traitement.

Globalement, le comportement est reproductible, figure 158. Pour les essais à 5 m/s cela reste valable au moins en ce qui concerne les courbes d'écrouissage et la valeur de la résistance mécanique à la traction, figure 158-(b). La dispersion des mesures finales de l'allongement est provoquée par le décollement des marques témoins peintes sur les éprouvettes : au-delà d'un certain allongement l'extensomètre optique Zimmer perd les cibles, l'acquisition de l'allongement est ainsi perturbée.

B.5.3 – Mesures par thermographie infrarouge

Une caméra infrarouge équipée d'un capteur à haute fréquence d'acquisition nous a permis de mesurer l'échauffement du matériau dans la partie utile de l'éprouvette lors des essais de traction à grande vitesse. L'évolution du champ de température est mesurée au milieu de la partie utile de l'éprouvette, à la surface d'une zone ciblée par la caméra. Les mesures ont été effectuées pour deux vitesses de déplacement du vérin, $v = 2 \cdot 10^{-4}$ m/s et $v = 0.1$ m/s.

À la rupture, la température atteint 75 °C pour l'essai à $2{\cdot}10^{-4}$ m/s et 130 °C pour l'essai à 0.1 m/s, figure 159. L'effet de cet auto-échauffement pourrait expliquer la légère diminution de l'allongement réparti quand la vitesse augmente, par une transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ moins efficace quand la température augmente.

Si on considère l'échauffement comme quasi-adiabatique (t_{essai}<1 ms), alors le travail plastique de déformation, correspondant à la surface sous la courbe contrainte-allongement plastique est presque intégralement dissipé en chaleur lors de la déformation. L'augmentation de la température peut alors être calculée à partir de la relation

$$\Delta T = \frac{Q}{\rho \cdot c_p}, \text{ avec } Q = \beta \cdot W_p = \beta \cdot \int \sigma \cdot d\varepsilon_p$$

où β est un facteur qui représente la proportion de travail plastique (W_p) transformé en chaleur (Q) lors de l'essai. On sait que la valeur de β est proche de 1.

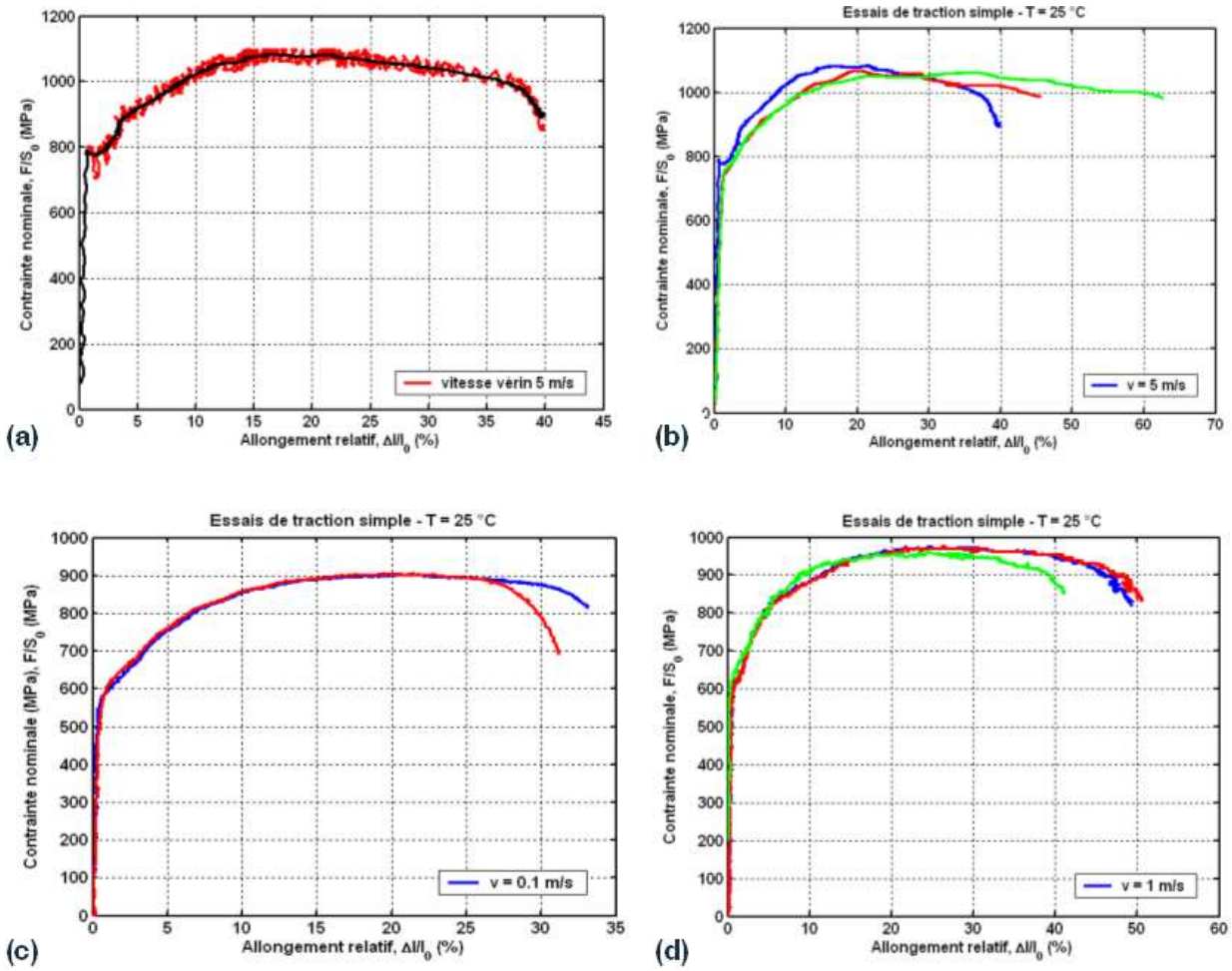


FIG. 158 – (a) Illustration de la différence entre le signal brut d'acquisition et le même signal filtré, $v = 5$ m/s ; Courbes des essais de traction à grande vitesse, (b) $v = 5$ m/s, (c) $v = 1$ m/s et (d) $v = 0.1$ m/s

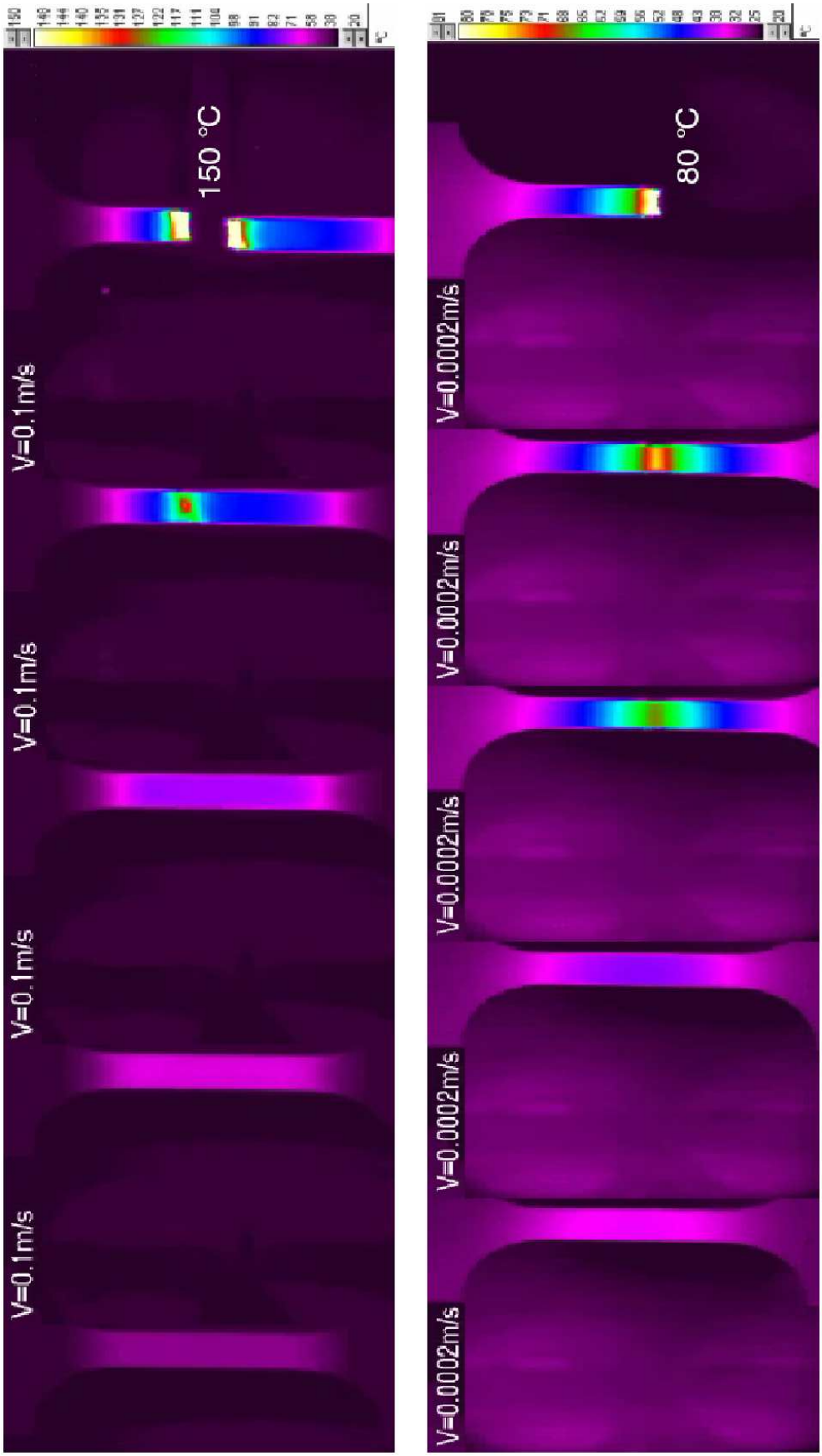


FIG. 159 – Évolution du profil de température de l'éprouvette au cours d'un essai de traction à grande vitesse, mesures par thermographie infrarouge

B.6 – Bake hardening

B.6.1 – Étude du bake hardening. Compléments

Les essais de traction simple, décrits au chapitre II.2.5, ont été réalisés aussi pour une prédéformation (plastique) d'environ 5 %, figure 160. Les résultats obtenus, tableau 33 suivent la tendance observée auparavant : augmentation de la limite d'élasticité[103] pour les essais avec traitement de BH, aucune évolution de cette limite pour les essais à la température ambiante, sans BH et diminution de la limite d'élasticité pour les essais à -20 °C, sans vieillissement au four.

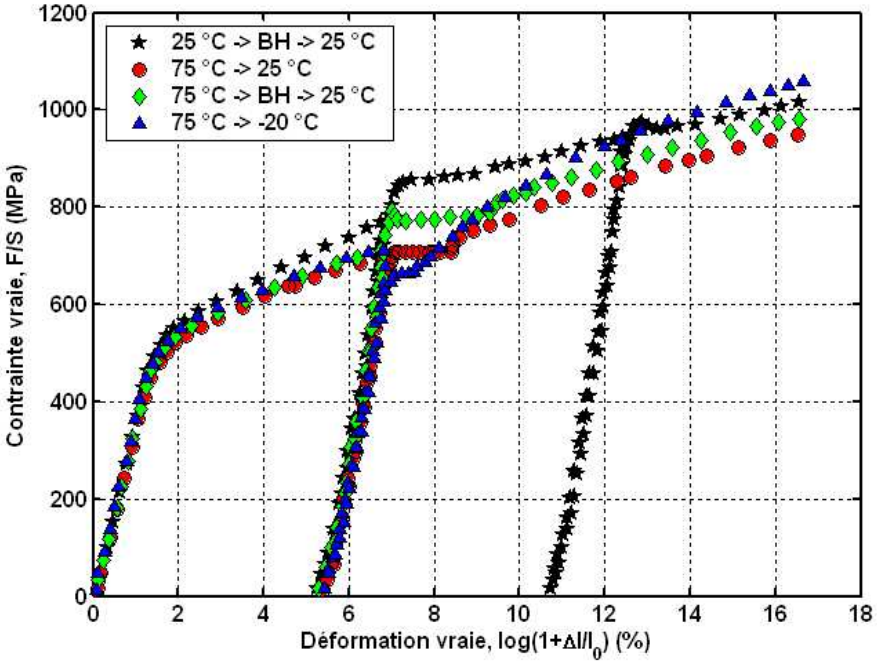


FIG. 160 – Courbes issues des essais de traction simple avec et sans traitement thermique de BH, prédéformation d'environ 5 % à 25 °C et à 75 °C ; sollicitation après le traitement thermique à 25 °C et à -20 °C, respectivement

ε_{predef} (%)	5	5	5	5
temp. prédéf. (°C)	25	75	75	75
temp. déf. (°C)	25	25	25	-20
trait. therm.	avec	sans	avec	sans
$\Delta\sigma_y$ (MPa)	75	10	80	-55

TAB. 33 – Résultats des essais de traction simple avec et sans traitement thermique de BH

B.6.2 – Mesures de dilatométrie

Géométrie des éprouvettes

L'appareil utilisé pour ces mesures est un dilatomètre DT1000 fabriqué par Adamel Lhomargy MTS. La mesure des variations dimensionnelles de l'éprouvette s'effectue par l'intermédiaire d'un capteur de déplacement inductif. L'utilisation d'un four à radiations, dont la gamme de fonctionnement se situe entre -150 °C et 1350 °C, couplé à une vanne de refroidissement à

[103] la limite d'élasticité après le traitement de BH est calculée sur les courbes de traction, en considérant la valeur de la contrainte minimale au début du plateau

l'hélium[104] ou à l'air comprimé autorise la simulation des cycles thermiques. Le repérage de la température est realisé à l'aide d'un thermocouple chromel/alumel associé à un amplificateur de température.

La puissance rayonnée par deux lampes en quartz à filament en tungstène, logées aux foyers d'un double réflecteur elliptique en aluminium poli est focalisée sur l'éprouvette dont le plan est donné sur la figure 161. Une grande puissance thermique est ainsi transférée instantanément à l'échantillon, tout en assurant, de par la géométrie de l'éprouvette, une très faible inertie thermique.

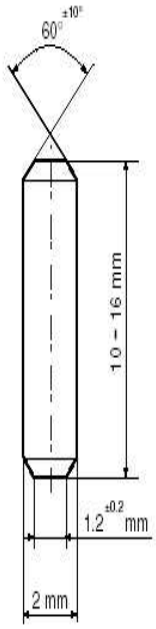


FIG. 161 – Géométrie de l'éprouvette de dilatométrie

Cycles thermiques

La température *théorique* $M_{s_{\gamma_r}}$ de transformation de l'austénite résiduelle a été calculée en utilisant la formule d'Andrews [And65]. Pour l'acier TRIP 800, $M_{s_{\gamma_r}}$ vaut environ -20 °C. La température réelle de transformation est bien plus basse.

Lors de la montée dans le domaine intercritique[105], figure 162-(a) nous avons mesuré la température de déstabilisation de l'austénite résiduelle. Sur la figure 162-(b) on remarque une légère inflexion de la courbe de dilatométrie entre 500 °C et 550 °C, inflexion qui correspond à la déstabilisation thermique de l'austénite résiduelle : $\gamma_r \rightarrow \theta$ *(perlite)* $+ \alpha$ *(ferrite allégée en carbures)*.

Un problème technique sur le moyen de mesure ne nous a pas permis de déterminer la température M_s globale de l'acier qui aurait pu être mesurée lors de la trempe à la température ambiante, après le recuit intercritique.

[104]à cause de sa grande conductivité thermique, l'hélium permet d'atteindre des vitesses de refroidissement de l'ordre de 500 °C/s

[105]la vitesse de montée en température est de 10 °C/s, le palier de maintien se situe à 870 °C, la vitesse de trempe à l'hélium est de 500 °C/s

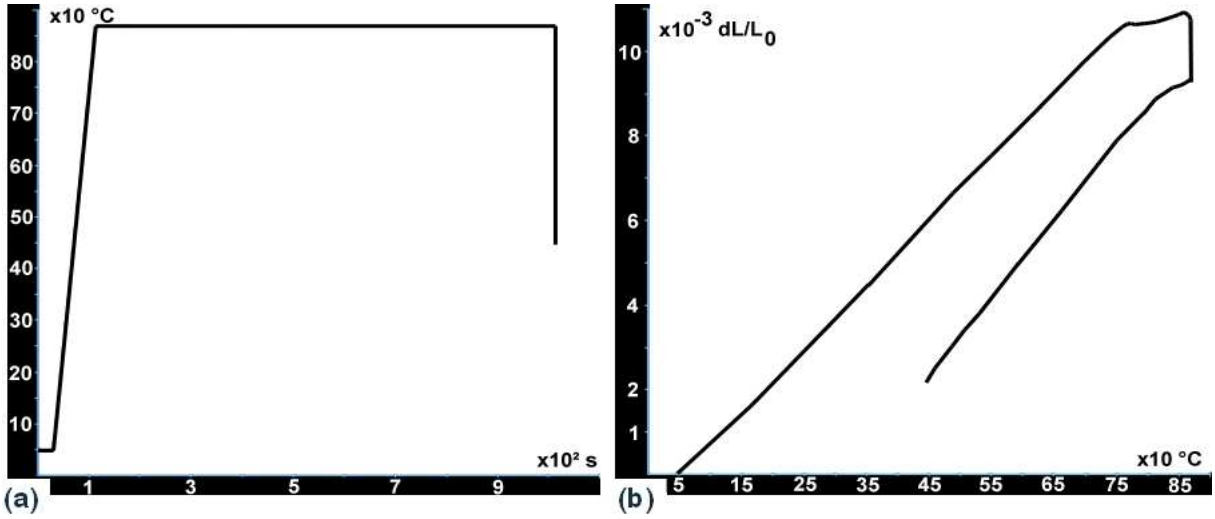


FIG. 162 – (a) Cycle thermique appliqué et (b) courbe de dilatométrie montrant la réponse de l'éprouvette an acier TRIP 800 lors d'un recuit dans le domaine intercritique, T>Ac_1

Annexe C

Dosage magnétique

Pour les besoins du dosage magnétique, nous avons appliqué un traitement de revenu à 500 °C pendant 4 heures, suivi d'une trempe à l'azote liquide à l'acier TRIP 800 de base. L'acier "dual phase" ainsi obtenu a la même composition chimique, la même morphologie et taille de grain que l'acier TRIP 800 de départ. Sa microstructure, composée de ferrite (α), de martensite (α') et des carbures, est majoritairement ferromagnétique.

Le comportement mécanique en traction simple[106] de cet acier "dual phase" a été comparé à celui de l'acier TRIP 800. Le tableau 34 montre les résultats obtenus et souligne une fois de plus le rôle bénéfique de l'austénite résiduelle dans l'amélioration des propriétés mécaniques des aciers à effet TRIP.

acier	$Rp_{0.2}$ (MPa)	Rm (MPa)	ε_h (%)
TRIP 800	485	820	25
"dual phase"	570	750	18

TAB. 34 – Caractéristiques mécaniques en traction simple, à la température ambiante : acier TRIP 800 vs. acier "dual phase"

La transformation de l'austénite résiduelle en martensite au cours de la déformation plastique provoque une augmentation de plus de 35 % de l'allongement réparti de l'acier TRIP 800 par rapport à celui de l'acier "dual phase" et une augmentation d'environ 10 % de sa résistance mécanique. L'aptitude à la mise en forme de l'acier TRIP est a priori nettement meilleure, car le produit $Rm \times \varepsilon_h$ est de 50 % supérieur à celui de l'acier "dual phase".

Afin de vérifier que l'induction à saturation B_{sat} de l'acier "dual phase" ne varie pas avec la déformation plastique, nous avons effectué des essais de traction interrompus sur des éprouvettes TRIP ayant subi le traitement thermique spécifié plus haut. Les mesures de dosage magnétique sur les échantillons prélevés à partir de ces éprouvettes ont confirmé que la valeur de l'induction à saturation B_{sat} du matériau de référence reste constante (à 0.5 % près) au cours de l'essai.

Il est à noter que, contrairement à l'acier TRIP, dans le cas de l'acier "dual phase" de référence, l'évolution de l'allongement réparti se fait de manière inverse, il diminue avec l'augmentation de la température de l'essai, tableau 35.

température (°C)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	ε_h (%)
-50	630	20
-20	610	18
25	570	18
50	565	16
75	555	15
150	480	11.5

TAB. 35 – Évolution des propriétés mécaniques de l'acier "dual phase" en fonction de la température de l'essai

Le dispositif expérimental de traction et de dosage magnétique statique/continu est montré sur la figure 163. La photo de la figure 164 est un agrandissement de la figure 163, elle représente la partie de la machine dédiée au dosage magnétique. On distingue les électro-aimants d'induction de champ, la partie centrale où l'échantillon est placé à l'intérieur de la bobine de mesure, sous un champ magnétique constant de forte intensité.

[106] ces essais ont été effectués à la température ambiante, à une vitesse de déformation constante de 10^{-3} s^{-1}

La grande précision de la méthode de dosage magnétique (±1 %) est due à la réalisation des bobines de mesure dont la géométrie a été optimisée en fonction des caractéristiques géométriques des échantillons, elles mêmes dépendantes de l'intensité maximale du champ magnétique appliqué[107]. Cela a abouti à la construction de deux bobines de mesure, une pour la méthode de dosage statique et une autre pour la méthode de dosage in-situ. Pour chacune de ces bobines, la figure 165 donne les valeurs des inductions à saturation obtenues par dosage magnétique statique des échantillons en acier TRIP 800, en acier "dual-phase" et en fer pur, échantillons ayant les mêmes caractéristiques géométriques. On remarque que la bobine dont la section est la plus proche de l'échantillon ("petite bobine en plastique") donne les meilleurs résultats. Elle est utilisée pour les dosages magnétiques interrompus.

Un autre atout de la méthode de dosage magnétique in-situ est que le dispositif expérimental peut facilement être adapté pour permettre des mesures en température. Par exemple, sur la figure 166-(d) la cinétique de transformation de l'acier à environ -30 °C a été obtenue lors d'un essai de traction[108]. Si le résultat de cette mesure est cohérent avec les points expérimentaux de la cinétique de transformation de l'acier à -20 °C, un contrôle plus rigoureux de la température de l'éprouvette lors de l'essai de traction donnerait le possibilité d'obtenir la "vraie" cinétique de transformation à -30 °C. Ce contrôle pourrait passer par une légère modification du dispositif de dosage magnétique afin de permettre de façon plus fiable ce type de mesure en température.

Nous avons précisé dans le chapitre III de la thèse qu'en absence de déformation plastique, l'austénite résiduelle est thermiquement stable. Les résultats des mesures de diffraction de neutrons illustrés sur la figure 167 montrent que les pics de diffraction de la ferrite et de l'austénite résiduelle ne subissent aucune modification lorsque la température diminue de 298 K à environ 10 K. Ces faits confirment que la température M_s du TRIP 800 est très basse et donc, si aucun autre traitement thermique n'est appliqué à l'acier, il ne peut y avoir dans cet acier une transformation martensitique spontanée qui modifierait ses propriétés mécaniques lors d'une utilisation à basse température.

[107] on rappelle que les conditions magnétiques à saturation doivent être imposées à l'échantillon

[108] cet essai a été réalisé dans le but de montrer la faisabilité des dosages magnétiques in-situ en température lors d'un essai de traction simple. Le refroidissement de l'éprouvette est assuré par injection d'azote liquide à l'intérieur des supports des électro-aimants, supports qui assurent en même temps le guidage des lignes de traction. Aucune modification n'ayant été apportée au montage, un fort gradient de température résidait sur toute la longueur de l'éprouvette

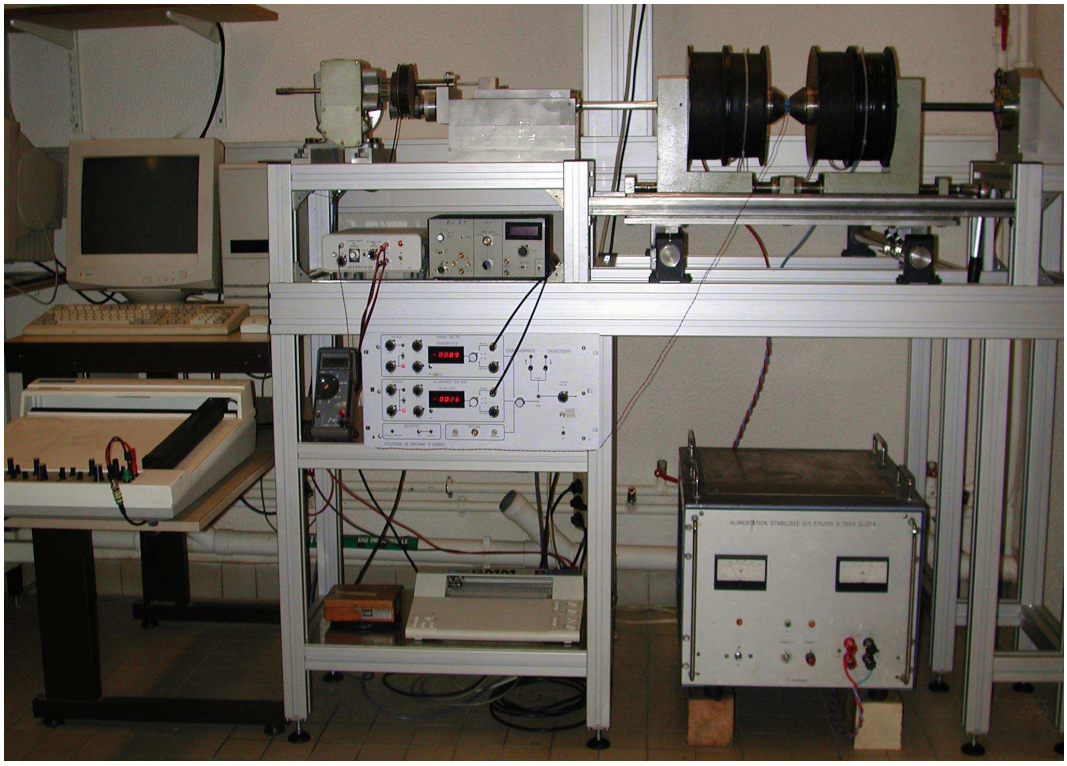


FIG. 163 – Dispositif expérimental de traction simple et dosage magnétique statique/continu, l'électronique de pilotage, l'alimentation stabilisée et le PC d'acquisition

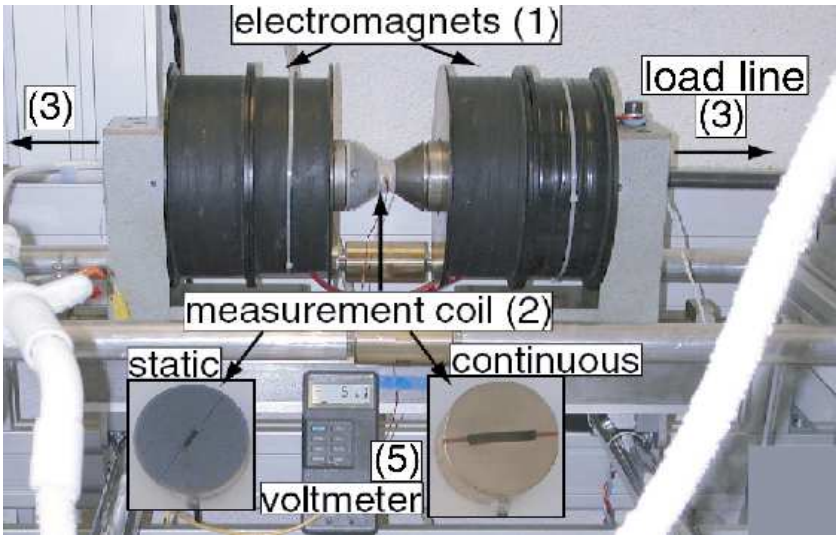


FIG. 164 – Vue de la partie du dispositif expérimental dédiée au dosage magnétique [RVG+05]

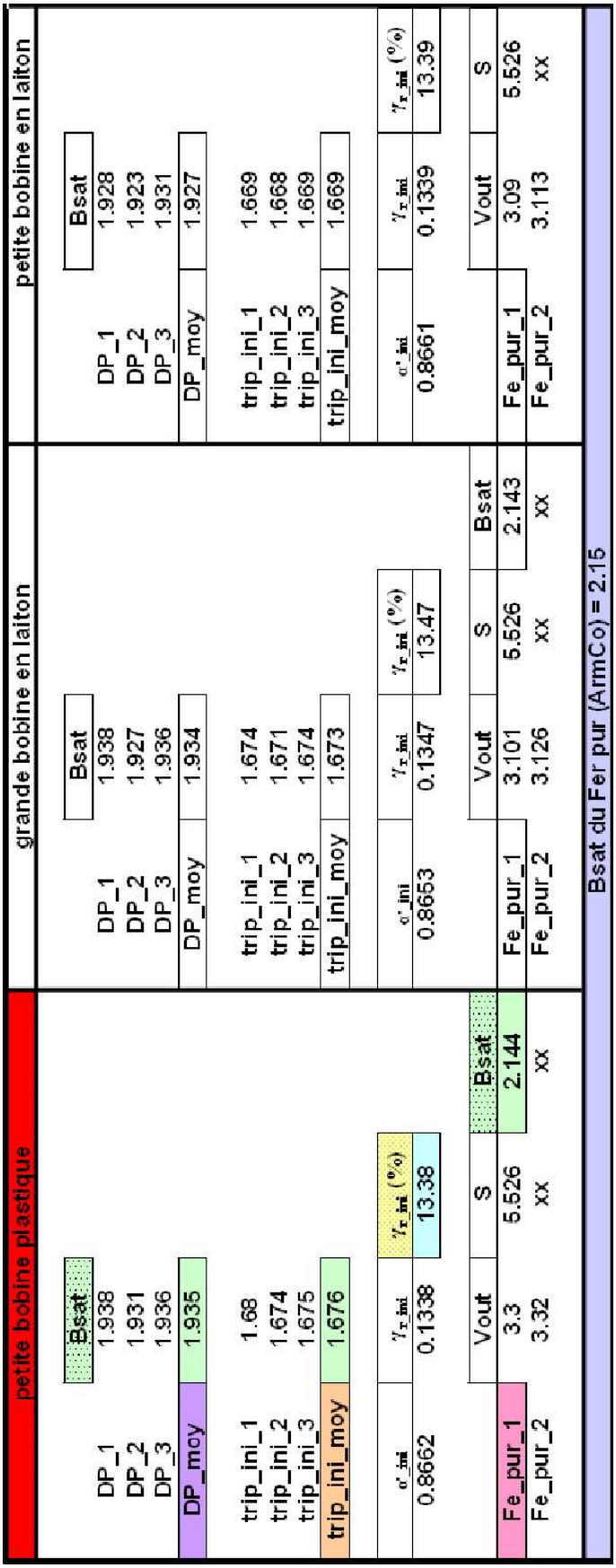


FIG. 165 – Comparaison des résultats de dosage magnétique suivant la bobine de mesure utilisée. Acier DP → 3 mesures, acier TRIP 800 à l'état de réception → 3 mesures, Fer ArmCo (fer pur) → 2 mesures

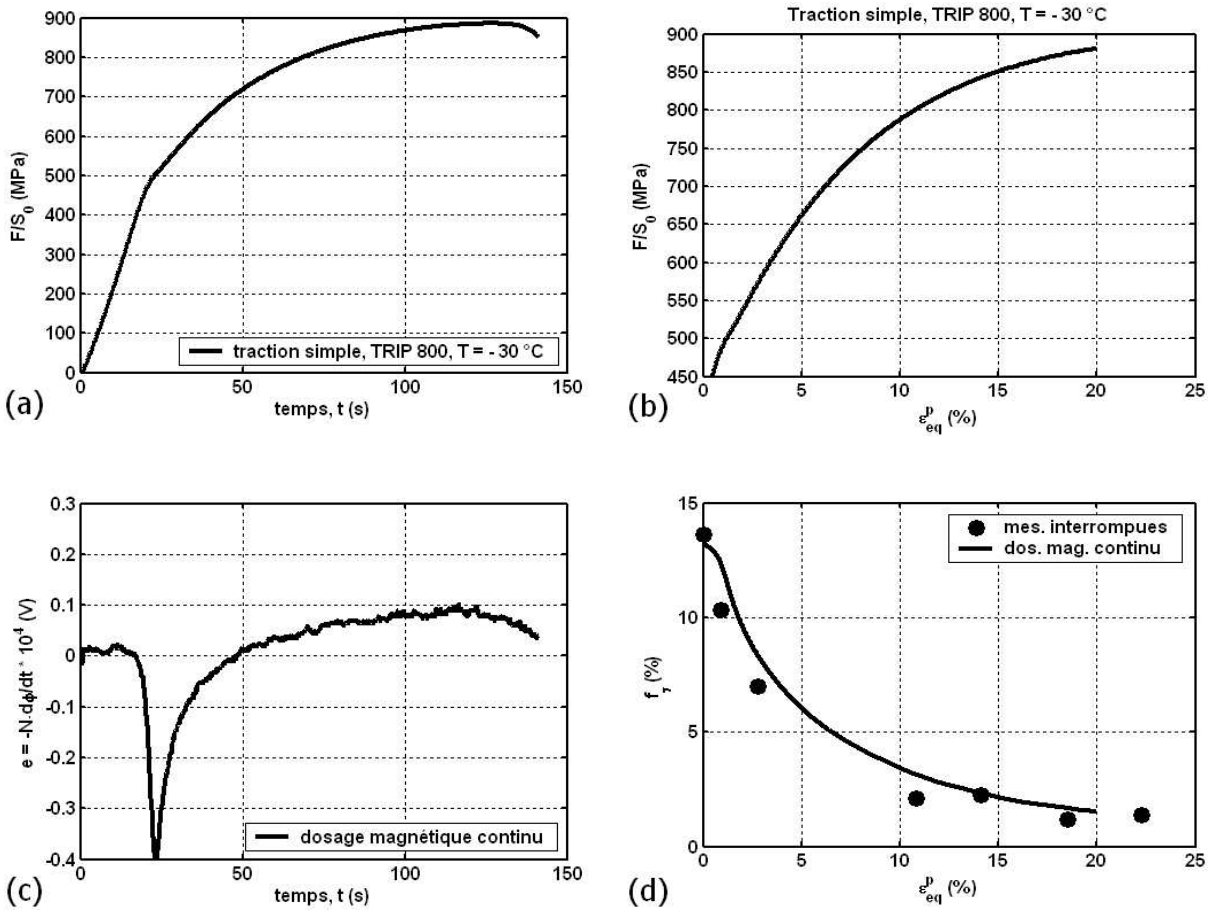


FIG. 166 – (a)-(b) Courbes de traction de l'acier TRIP 800 à env. -30 °C ; (c) Signal correspondant à la variation du flux magnétique lors de l'essai de traction ; (d) Cinétique de transformation de l'acier TRIP 800 obtenue par mesures magnétiques in-situ. Comparaison avec la cinétique issue des dosages magnétiques interrompus à -20 °C

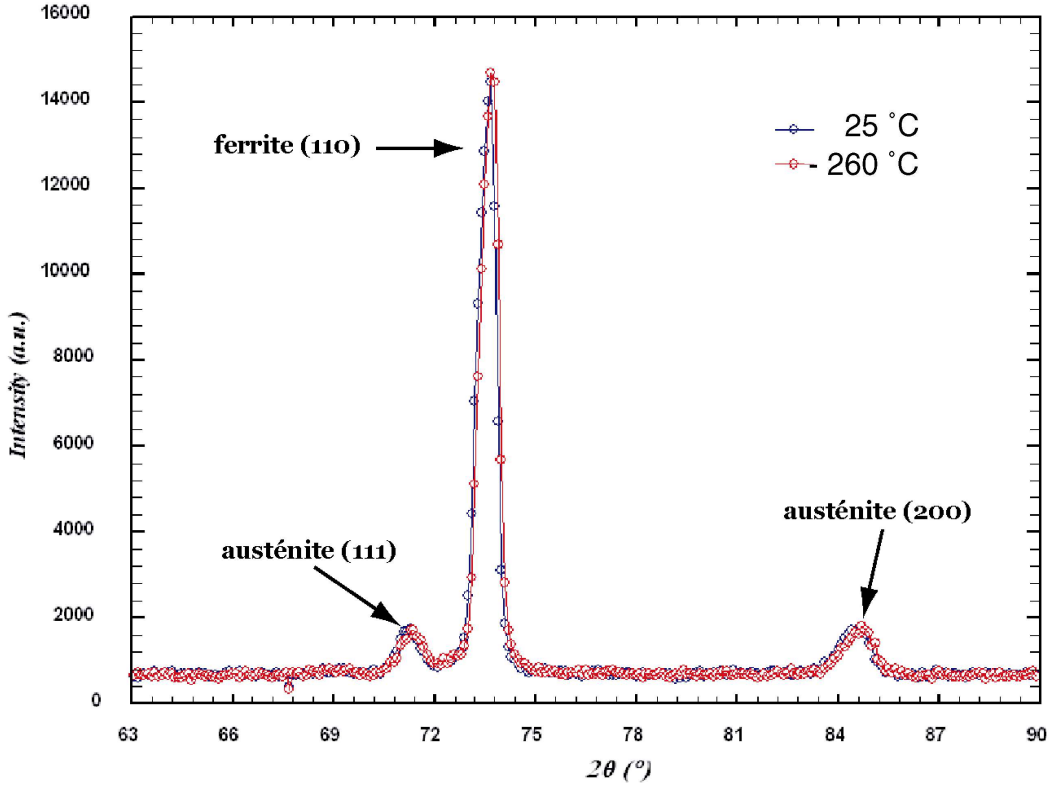


FIG. 167 – Mesures par diffraction de neutrons qui montrent que l'austénite résiduelle est thermiquement stable lors d'une descente en température à environ 10 K. L'échantillon analysé était dans un état non-déformé

Annexe D

Emboutissage en croix

Les photos de la figure 168 montrent la presse et l'outillage d'emboutissage (CRP Renault) utilisés pour obtenir les emboutis en croix.

FIG. 168 – Photos de la presse et du montage d'emboutissage avec l'outil en croix

Bibliographie

[14301] ISO 14373. Welding-Resistance Welds. Technical report, Procedure for Spot Welding of Uncoated Low Carbon and High Strength Steels, 2001.

[Abr72] F. Abrassart. *Influence des Transformations Martensitiques sur les Propriétés Mécaniques des Alliages du Système Fe-Ni-Cr-C.* Thèse de doctorat, Université de Nancy I, 1972.

[Abr73] F. Abrassart. Stress-Induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ Martensitic Transformation in Two Carbon Stainless Steels. Application to TRIP Steels. *Metall. Trans.*, 4 :2205, 1973.

[ACA+00] F. Azzouz, G. Cailletaud, T. Antretter, F.D. Fischer, and K. Tanaka. *Transformation Induced Plasticity (TRIP) in Steels Subjected to Nonmonotonic Loading Paths - Experiments and Theory.* Proc. Plasticity, Vancouver, Canada, 2000.

[AGRIU97] J. Aranzabal, I. Gutierrez, J.M. Rodriguez-Ibabe, and J.J. Urcola. Influence of the Amount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Properties of an Austempered Ductile Iron. *Metall. Mater. Trans. A*, 28A :1143, 1997.

[AH95] O. Akisue and T. Hada. Past Developpement and Future Outlooks of Automotive Steel Sheets. *Nippon Steel Tech. Rep.*, 64 :1, 1995.

[AL75] H.I. Aaronson and J.K. Lee. Lectures on the Theory of Phase Transformations. *TMS AIME*, 1975.

[And65] K.W. Andrews. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. *J. Iron Steel Inst.*, 203 :721, 1965.

[Ash66] M.F. Ashby. *Philos. Mag.*, 14 :1157, 1966.

[AVC01] ULSAB AVC. Technical Transfer Dispatch #6. *ISIJ*, May 2001.

[BA81] J.R. Bradley and H.I. Aaronson. Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite Allotriomorphs in Fe-C-X Alloys. *Metall. Trans. A*, 12A :1729, 1981.

[BA99] A. Basuki and E. Aernoudt. Effect of Deformation in the Intercritical Area on the Grain Refinement of Retained Austenite of 0.4 C TRIP Steel. *Scr. Mater.*, 40 :1003, 1999.

[Bac75] G.E. Bacon. *Neutron Diffraction, 3rd edn.* Oxford University Press, Oxford, UK, 1975.

[BB02] O. Bouaziz and P. Buessler. Mechanical Behaviour of Multiphase Materials : An Intermediate Mixture Law Without Fitting Parameter. *La Révue de Métallurgie*, 99 :71, 2002.

[BBI+04] M.R. Berrahmoune, S. Berveiller, K. Inal, A. Moulin, and E. Patoor. Analysis of the Martensitic Transformation at Various Scales in TRIP Steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 378 :304, 2004.

[BC71] V. Biss and R.L. Cryderman. Martensite and Retained Austenite in Hot-Rolled, Low Carbon Bainitic Steels. *Metall. Trans.*, 2 :2267, 1971.

[BC90] H.K.D.H. Bhadeshia and J.W. Christian. Bainite in Steels. *Metall. Trans. A*, 21A :767, 1990.

[BCCF01] J. Besson, G. Cailletaud, J.L. Chaboche, and S. Forest. *Mécanique Non Linéaire des Matériaux*. Hermes Science Publications, 8, Quai du Marché-Neuf, 75004 Paris, France, 2001.

[BCY98] D.Q. Bai, A.D. Chiro, and S. Yue. Stability of Retained Austenite in a Nb Microalloyed Mn-Si TRIP Steel. *Mater. Sci. Forum*, 284-286 :253, 1998.

[BD24] E.C. Bain and N.Y. Dunkirk. The Nature of Martensite. *Trans. AIME*, 70 :25, 1924.

[BE80] H.K.D.H. Bhadeshia and D.V. Edmonds. The Mechanism of Bainite Formation in Steels. *Acta Metall.*, 28 :1265, 1980.

[Beg98] M.R. Begley. Mechanics of Size-Dependent Indentation. *J. Mech. Phys. Solids*, 46 :2049, 1998.

[BFK+00] W. Bleck, A. Frehn, S. Kranz, A. Fanke, and A. Weiβ. *Steel Res.*, 71 :303, 2000.

[Bha89] H.K.D.H. Bhadeshia. Theoretical Analysis of Changes in Cementite Composition During Tempering of Bainite. *Mater. Sci. Technol.*, 5 :131, 1989.

[Bha92] H.K.D.H. Bhadeshia. *Bainite in Steels*. The Institute of Materials. Cambridge University Press, London, UK, 1992.

[Bha02] H.K.D.H. Bhadeshia. TRIP-Assisted Steels ? *ISIJ Int.*, 42 :1059, 2002.

[BHP98] W. Bleck, K. Hulka, and K. Papamentellos. Effect of Niobium on the Mechanical Properties of TRIP Steels. *Mater. Sci. For.*, 284-286 :327, 1998.

[BHZ81] M. Berveiller, A. Hihi, and A. Zaoui. Self-Consistent Schemes for the Plasticity of Polycrystalline and Multiphase Materials. *2nd Riso Int. Symposium on Metallurgy and Materials Science ; Roskilde, Denmark*, Deformation of Polycrystals : Mechanisms and Microstructures :145, 1981.

[BIKL01] O. Bouaziz, T. Iung, M. Kandel, and C. Lecomte. *J. Phys. IV*, 11 :223, 2001.

[BJS91] J.W. Bowden, J.J. Jonas, and F.H. Samuel. Effect of Interpass Time on Austenite Grain Refinement by Means of Dynamical Recrystallization Austenite. *Metall. Trans. A*, 22A :2947, 1991.

[BKBW96] B. Bhushan, A.V. Kulkarni, W. Bonin, and J.T. Wyrobek. *Phil. Mag. A*, 74 :1117, 1996.

[BKJK00] S.C. Baik, S. Kim, Y.S. Jin, and O. Kwon. *Effects of Alloying Elements on Mechanical Properties and Phase Transformation of TRIP Cold Rolled Steel Sheets*. Intern. Body Eng. Conf. SAE Technical Paper Series, Detroit, Michigan, USA, 2000.

[Ble02] W. Bleck. Using the TRIP Effect - The Dawn of a Promising Group of Cold Formable Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 13, 2002.

[BMC02] L. Barbé, L.T. Martinez, and B.C. De Cooman. Effect of Phosphorus on the Properties of a Cold Rolled and Intercritically Annealed TRIP-Aided Steel. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 147, 2002.

[Bot97] M. Botshekan. *Comportement Mécanique et Stabilité Microstructurale d'un Acier Inoxydable Austénitique Type AISI 316LN Sous Forte Plasticité Monotone et Cyclique à 77 K et 300 K*. Thèse de doctorat, École Centrale de Lille, 1997.

[Boz51] R.M. Bozorth. *Ferromagnetism*. D. van Nostrand Company Inc., Princeton, New Jersey, USA, 1951.

[BP77] G. Baudry and A.G. Pineau. Influence of Strain-Induced Martensitic Transformation on Low-Cycle Fatigue Behaviour of a Stainless Steel. *Mater. Sci. Eng.*, 28 :229, 1977.

[BPK+02] S.C. Baik, S.H. Park, O. Kwon, D.I. Kim, and K.H. Oh. Effects of Nitrogen on the Mechanical Properties of Cold Rolled TRIP Steel Sheets. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 303, 2002.

[BR83] D.L. Bourell and A. Rizk. Influence of Martensite Transformation strain on the Ductility of Dual-Phase Steels. *Acta Metall.*, 31 :609, 1983.

[BW82] H.K.D.H. Bhadeshia and G. Waugh. Bainite : An Atom-Probe Study of the Incomplete Reaction Phenomenon. *Acta Metall.*, 30 :775, 1982.

[BZP72] D. Bhandarkar, V.F. Zackay, and E.R. Parker. Stability and Mechanical Properties of Some Metastable Austenitic Steels. *Metall. Trans.*, 3 :2619, 1972.

[CA74] G.R. Chanani and S.D. Antolovich. Low Cycle Fatigue of a High-Strength Metastable Austenitic Steel. *Metall. Trans.*, 5 :217, 1974.

[CAG72] G.R. Chanani, S.D. Antolovich, and W.W. Gerberich. Fatigue Crack Propagation in Trip Steels. *Metall. Trans.*, 3 :2661, 1972.

[Cai87] G. Cailletaud. *Une Approche Micromécanique Phénoménologique du Comportement Inélastique des Métaux.* Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie, Paris 6, 1987.

[CBK+02] I.D. Choi, D.M. Bruce, S.J. Kim, C.G. Lee, S.H. Park, D.K. Matlock, and J.G. Speer. Deformation Behavior of Low Carbon TRIP Sheet Steels at High Strain Rates. *ISIJ Int.*, 42 :1483, 2002.

[CBL00] M. Cherkaoui, M. Berveiller, and X. Lemoine. Couplings between Plasticity and Martensitic Phase Transformation : Overall Behavior of Polycrystalline TRIP Steels. *Int. J. Plast.*, 16 :1215, 2000.

[CBS98] M. Cherkaoui, M. Berveiller, and H. Sabar. Micromechanical Modelling of Martensitic Transformation Induced Plasticity (TRIP) in Austenitic Single Crystals. *Int. J. Plast.*, 14 :597, 1998.

[CES87] H.C. Chen, H. Era, and M. Shimizu. Effect of Phosphorus on the Formation of Retained Austenite in Low-Carbon Steel Sheet. *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 27 :B–23, 1987.

[CG01] W. Chuko and J.E. Gould. Development of Tempering Practice During Resistance Spot Welding of Transformation Hardened Steels. Internal tech. rep., Edison Welding Institute, 2001.

[CGC+02] O. Covarrubias, M.P. Guerrero, R. Colás, R. Petrov, L. Kestens, and Y. Houbaert. Transformation Behavior of Si and Mn Bearing Low Carbon Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 227, 2002.

[CGRO85] X.L. Cai, A.J. Garratt-Reed, and W.S Owen. The Development of Some Dual-Phase Steel Structures From Different Starting Microstructures. *Metall. Trans. A*, 16A :543, 1985.

[Cho00] Y.B. Cho. *The Kinetics of Austenite Formation During Continuous Heating of a Multi-Phase Steel.* M.a.sc. thesis, Vancouver, Canada, 2000.

[CKTM02] L. Cretteur, A.I. Koruk, and L. Tosal-Martínez. Improvement of Weldability of TRIP Steels By Use of In-Situ Pre- and Post-Heat Treatments. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 353, 2002.

[CLL98] B. Clausen, T. Lorentzen, and T. Leffers. Self-Consistent Modelling of the Plastic Deformation of F.C.C. Polycrystals and Its Implications for Diffraction Measurements of Internal Stresses. *Acta Mater.*, 46 :3087, 1998.

[CMP49] M. Cohen, E.S. Machlin, and V.G. Paranjpe. Thermodynamics in Physical Metallurgy. *ASM*, page 242, 1949.

[Coh62] M. Cohen. The Strengthening of Steel. *Trans. AIME*, 224 :638, 1962.

[CZP71] G.R. Chanani, V.F. Zackay, and E.R. Parker. Tensile Properties of 0.05-0.2 Percent TRIP Steels. *Metall. Trans.*, 2 :133, 1971.

[DBMR00] P. Dawson, D. Boyce, S. McEwen, and R. Rogge. Residual Strains in HY 100 Polycrystals : Comparisons of Experiments and Simulations. *Metall. Mater. Trans. A*, 31A :1543, 2000.

[DBP70] E.S. Davenport, E.C. Bain, and H.W. Paxton. Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. *Met. Trans.*, 1 :3479, 1970.

[DBS95] J.M. Diani, M. Berveiller, and H. Sabar. Micromechanical Modelling of the Transformation Induced Plasticity in Steels. *Int. J. Eng. Sci.*, 33 :1921, 1995.

[DCB02] T. Dupuy, A. Clad, and Y. Bienvenu. Réactions Entre Tôle d'Acier et Revêtement de Zinc Lors du Soudage. *La Révue de Métallurgie*, page 157, Février 2002.

[DCvV+01] M. Dao, N. Chollacoop, K.J. van Vliet, T.A. Venkatesh, and S. Suresh. Computational Modelling of the Forward and Reverse Problems in Instrumented Sharp Indentation. *Acta Mater.*, 49 :3899, 2001.

[EEGS98] B. Ehrhardt, B. Engl, T. Gerber, and U. Schriever. New Microstructural Approaches for Improved Mechanical Properties of Multiphase Steels with Emphasis on TRIP Steels. *SAE Technical Paper Series*, page 1377, 1998.

[EKLS97] B. Engl, L. Keβler, F.J. Lenze, and T.W. Schaumann. Recent Experience with the Application of TRIP and Other Advanced Multiphase Steels. *SAE Technical Paper Series*, page 1, 1997.

[EP02] M. Erdogan and R. Priestner. Effect of Martensite Content, its Dispersion, and Epitaxial Ferrite Content on Bauschinger Behavior of Dual-Phase Steel. *Mater. Sci. Technol.*, 18 :369, 2002.

[Esh57] J.D. Eshelby. The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion and Related Problem. *Proc. Roy. Soc. London*, A241 :376, 1957.

[Fah71] D. Fahr. Stress and Strain-Induced Formation of Martensite and Its Effects en Strength and Ductility of Metastable Austenitic Stainless Steels. *Met. Trans.*, 2 :1883, 1971.

[Fis97] F.D. Fischer. *Modelling and Simulation of Transformation Induced Plasticity in Elastoplastic Materials*, volume 368 of *In Mechanics of Solids with Phase Changes.* M. Berveiller, F.D. Fischer, Eds. Wien-New York Springer, 1997.

[FKJ+02] Q. Furnémont, M. Kempf, P.J. Jacques, M. Göken, and F. Delannay. On the Measurement of the Nanohardness of the Constitutive Phases of TRIP-Assisted Multiphase Steels. *Mater. Sci. Eng.*, A328 :26, 2002.

[FL87] J.C. Le Flour and R. Locicero. Influence of Internal Stresses Induced by Thermal Cycling on the Plastic Deformation Resistance of an AL/SiC Composite Material. *Scr. Metall.*, 21 :1071, 1987.

[FPZ92] D. François, A. Pineau, and A. Zaoui. *Comportement Mécanique des Matériaux*, volume Elasticité et Plasticité. Hermes, Paris, France, 1992.

[FRW+00] F.D. Fischer, G. Reisner, E. Werner, K. Tanaka, G. Cailletaud, and T. Antretter. A New View on Transformation Induced Plasticity (TRIP). *Int. J. Plast.*, 16 :723, 2000.

[FSB+02] J. Foct, J. Stolarz, N. Baffie, K. Massol, and J.B. Vogt. Fatigue Induced Phase Transformation in Ferrous Alloys. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 333, 2002.

[Fur03] Q. Furnémont. *The Micromechanics of TRIP-Assisted Multiphase Steels.* Thèse de doctorat, Université Catholique de Louvain, Belgique, 2003.

[FWS+02] R.Y. Fu, X.C. Wei, W. Shi, L. Li, B.C. De Cooman, P. Wollants, X.D. Zhu, and L. Wang. Dynamic Tensile Characteristic of High Strength Low Alloy TRIP Steel and Its Modelling. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 287, 2002.

[GE00] H. Guo and M. Enomoto. Influence of Magnetic Fields on α/γ Equilibrium in Fe-C(-X) Alloys. *Mater. Trans. JIM*, 41 :911, 2000.

[GJ65] G.W. Greenwood and R.H. Johnson. The Deformation of Metals under Small Stresses During Phase Transformations. *Proc. Roy. Soc. London*, A283 :403, 1965.

[GJD00] S. Godet, P. Jacques, and F. Delannay. *Effect of the Work-Hardening of Retained Austenite on the Martensitic Transformation in a TRIP-Aided Steel*, volume 2 of *Proceedings of EUROMAT. SF2M - Advances in Mechanical Behavior, Plasticity and Damage.* D. Miannay, P. Costa, D. François, A. Pineau, Elsevier, 2000.

[GJR+99] E. Girault, P. Jacques, P. Ratchev, J. van Humbeeck, B. Verlinden, and E. Aernoudt. Study of the Temperature Dependence of the Bainitic Transformation Rate in a Multiphase TRIP-Assisted Steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 273-275 :471, 1999.

[GMJ+01] E. Girault, A. Mertens, P. Jacques, Y. Houbaert, B. Verlinden, and J. van Humbeeck. Comparison of the Effects of Silicon and Aluminium on the Tensile Behavior of Multiphase TRIP-Assisted Steels. *Scr. Mater.*, 44 :885, 2001.

[GO79] J.R.C. Guimaraes and F.F. De Oliveira. Work Hardening and Martensitic Transformation in Fe-27%Ni-0.23%C at 263 K. *Scr. Metall. A*, 13 :537, 1979.

[God03] S. Godet. *Thermomechanical Processing of TRIP-Assisted Multiphase Steels.* Thèse de doctorat, Université Catholique de Louvain, Belgique, 2003.

[GPK72] J.B. Gilmour, G.R. Purdy, and J.S. Kirkaldy. Partition of Manganese During the Proeutectoid Ferrite Transformation in Steel. *Metall. Trans.*, 3 :3213, 1972.

[GS99] A.E. Giannakopoulos and S. Suresh. Determination of Elastoplastic Properties by Instrumented Sharp Indentation. *Scr. Mater.*, 40 :1191, 1999.

[GST85] N.C. Goel, S. Sangal, and K. Tangri. A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual-Phase Steels Containing Metastable Retained Austenite. I. Derivation of Flow Curve Equations. *Metall. Trans. A*, 16A :2013, 1985.

[Gui72] J.R.C. Guimaraes. *Scr. Metall.*, 6 :795, 1972.

[GVB02] S. Godereaux, S. Vivet, and J.F. Beaudoin. Application of TRIP Steels in the Automotive Industry. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 321, 2002.

[GZZ95] E. Gautier, J.S. Zhang, and X.M. Zhang. Martensitic Transformation under Stress in Ferrous Alloys. Mechanical Behavior and Resulting Morphologies. *J. Phys. IV*, C8 :41, 1995.

[Hai88] G.N. Haidemenopoulos. Phd thesis, MIT, USA, 1988.

[Hai96] G.N. Haidemenopoulos. Austenite Stabilization from Direct Cementite Conversion in Low-Alloy Steels. *Steel Res.*, 67 :93, 1996.

[HGOC89] G.N. Haidemenopoulos, M. Grujicic, G.B. Olson, and M. Cohen. Transformation Microyielding of Retained Austenite. *Acta Metall.*, 37 :1677, 1989.

[HHCP02] J. Huang, R.P. Hammond, K. Conlon, and W.J. Poole. An Experimental Study of the Ferrite-Austenite Two Phase Region in a Fe-C-Mn-Si Steel Using Neutron Diffraction. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 187, 2002.

[HHR98] A.H.C. Hansel, P. Hora, and J. Reissner. *Description of Strain Induced Martensitic Phase Transformation in Metastable Austenitic Steels for the Simulation of Deep Drawing Processes at Non Isothermal Conditions.* Centre de Recherches Metallurgiques, Abbaye du Val Benoit, 69 Rue du Val Benoit, Liege, B-4000, Belgium, 1998.

[Hil52] R. Hill. *J. Mech. Phys. Solids*, 1 :19, 1952.

[Hil90] R. Hill. Constitutive Modelling of Orthotropic Plasticity in Sheet Metals. *J. Mech. Phys. Solids*, 38 :405, 1990.

[HKA72] R.F. Hehemann, K.R. Kinsman, and H.I. Aaronson. Debate on the Bainitic Reaction. *Metall. Trans.*, 3 :1077, 1972.

[HOCT89] G.N. Haidemenopoulos, G.B. Olson, M. Cohen, and K. Tsuzaki. Transformation Plasticity of Retained Austenite in Stage-I Tempered Martensitic Steels. *Scr. Metall. Mater.*, 23 :207, 1989.

[Hon81] R.W.K. Honeycombe. *Steels. Microstructure and Properties.* Edward Arnold, 41 Bedford Square, London WC1B 3DQ, UK, 1981.

[HSA76] D. Hennessy, G. Steckel, and C. Altstetter. Phase Transformation of Stainless Steel During Fatigue. *Metall. Trans. A*, 7A :415, 1976.

[IAJ92] T. Inoue, K. Arimoto, and D.Y. Ju. *Metallo-Thermo-Mechanical Simulation of Quenching Process–Theory and Implementation of Computer Code "Hearts".* Proc. First Int. Conf. Quenching and Control of Distortion, Chicago, ASM International, Materials Park, Ohio 44073-0002, USA, 1992.

[ILKP00] D.B. Im, C.G. Lee, S.J. Kim, and I.M. Park. Effect of Cu on Formability of Low Carbon TRIP-Aided High Strength Cold-Rolled Steel Sheets. *J. Korean Inst. Met. Mater.*, 38 :447, 2000.

[ILP69] K.J. Irvine, D.T. Llewellyn, and F.B. Pickering. The Strength of Austenitic Stainless Steels. *JISI*, 207 :1017, 1969.

[IT00] T. Iwamoto and T. Tsuta. Computational Simulation of the Dependence of the Austenitic Grain Size on the Deformation Behavior of TRIP Steels. *Int. J. Plast.*, 16 :791, 2000.

[ITT98] T. Iwamoto, T. Tsuta, and T. Tomita. Investigation on Deformation Mode Dependence of Strain-Induced Martensitic Transformation in TRIP Steels and Modelling of Transformation Kinetics. *Int. J. Mech. Sci.*, 40 :173, 1998.

[ITU95] A. Itami, M. Takahashi, and K. Ushioda. Plastic Stability of Retained Austenite in the Cold-Rolled 0.14C-1.9 *ISIJ Int.*, 35 :1121, 1995.

[Jac98] P. Jacques. *On the Physics and Mechanics of Phase Transformations in TRIP-Assisted Multiphase Steels.* Thèse de doctorat, Université Catholique de Louvain, Belgique, 1998.

[Jan00] L. Jantzen. Mesure de l'Austénite Résiduelle par Sigmamétrie. Application à la Détermination de la Stabilité de l'Austénite. Technical report, Note interne, USINOR, Centre CM Métallurgie - LEDEPP, May 2000.

[Jat80] C.F. Jatczak. *Retained Austenite and Its Measurement by X-Ray Diffraction.* Soc. for Automotive Engineers, 400 Commonwealth Dr, Warrendale, Pa. 15096, USA, 1980.

[JC91] W.C. Jeong and J.H. Chung. Observation of Retained Austenite by Secondary Electron Imaging in a Scanning Transmission Electron Microscope. *Mater. Charact.*, 26 :53, 1991.

[JCH+98] P. Jacques, X. Cornet, Ph. Harlet, J. Ladrière, and F. Delannay. Enhancement of the Mechanical Properties of a Low-Carbon, Low-Silicon Steel by Formation of a Multiphased Microstructure Containing Retained Austenite. *Metall. Mater. Trans. A*, 29A :2383, 1998.

[JFMD01] P. Jacques, Q. Furnémont, A. Mertens, and F. Delannay. On the Sources of Work Hardening in Multiphase Steels Assisted by Transformation-Induced Plasticity. *Philos. Mag. A*, 81 :1789, 2001.

[JFPD00] P. Jacques, Q. Furnémont, T. Pardœn, and F. Delannay. *The Role and Significance of Martensite on the Mechanical Properties of TRIP-Assisted Multiphase Steels*, volume 2 of *Proceedings of EUROMAT. SF2M - Advances in Mechanical Behavior, Plasticity and Damage.* D. Miannay, P. Costa, D. François, A. Pineau, Elsevier, 2000.

[JFPD01] P. Jacques, Q. Furnémont, T. Pardœn, and F. Delannay. On the Role of Martensitic Transformation on Damage and Cracking Resistance in TRIP-Assisted Multiphase Steels. *Acta Mater.*, 49 :139, 2001.

[JGC+99] P. Jacques, E. Girault, T. Catlin, N. Geerlofs, T. Kop, S. van der Zwaag, and F. Delannay. Bainite Transformation of Low Carbon Mn-Si TRIP-Assisted Multiphase Steels : Influence of Silicon Content on Cementite Precipitation and Austenite Retention. *Mater. Sci. Eng. A*, 273-275 :475, 1999.

[JHD02] P. Jacques, P. Harlet, and F. Delannay. Critical Assessment of the Phase Transformation Occuring During the Heat Treatment of TRIP-Assisted Multiphase Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 129, 2002.

[JLD01] P. Jacques, J. Ladrière, and F. Delannay. On the Influence of Interactions between Phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Multiphase Steels. *Metall. Mater. Trans. A*, 32A :2759, 2001.

[JMK93] W.C. Jeong, D.K. Matlock, and G. Krauss. Observation of Deformation and Transformation Behavior of Retained Austenite in a 0.14C-1.2Si-1.5Mn Steel With Ferrite-Bainite-Austenite Structure. *Mater. Sci. Eng. A*, 165 :1, 1993.

[JNWR81] J.J. Jonas, R.A.D. Nascimento, I. Weiss, and A.B. Rothwell. *Effect of Deformation on the Gamma → Alpha Transformation in Two High-Silicon Dual-Phase Steels.* Conf. Fundamentals of Dual-Phase Steels, Chicago. Met. Soc. AIME, Warrendale, Pa. 15086, USA, 1981.

[JP68] R.R. Judd and H.W. Paxton. Kinetics of Austenite Formation from a Spheroidized Ferrite-Carbide Aggregate. *Trans. Met. Soc. AIME*, 242 :206, 1968.

[JPH02] P. Jacques, A. Petein, and P. Harlet. Improuvement of Mechanical Properties through Concurrent Deformation and Transformation : New Steels for 21st Century. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 281, 2002.

[JR61] M. De Jong and G.W. Rathenau. *Acta Metall.*, 9 :714, 1961.

[KB79] R.A. Kot and B.L. Bramfitt. *Proc. Conf. Structure and Properties of Dual-Phase Steels, New Orleans.* R.A. Kot and J.W. Morris ed., TMS AIME, Warrendale, Pa. 15086, USA, 1979.

[KB81] R.A. Kot and B.L. Bramfitt. *Conf. Fundamentals of Dual-Phase Steels, Chicago.* Metall. Soc. AIME, Warrendale, Pa. 15086, USA, 1981.

[KDH77] K.R. Kinsman, G. Das, and R.F. Hehemann. Stability of Austenite in Very Small Particles. *Acta Metall.*, 25 :359, 1977.

[Kel92] P.M. Kelly. Crystallography of Lath Martensite in Steels. *Mater. Trans. JIM*, 33 :235, 1992.

[KFP89] R. Kaspar, P. Flüβ, and O. Pawelski. Improving Properties of a Low-Carbon Microalloyed Steel by Means of Accelerated Cooling. *Steel Res.*, 60 :566, 1989.

[KH90] A.D. Krawitz and T.M. Holden. The Measurement of Residual Stresses Using Neutron Diffraction. *MRS Bulletin*, page 57, 1990.

[KLCL01] S.J. Kim, C.G. Lee, I. Choi, and S. Lee. Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0.15 wt pct C TRIP-Aided Cold-Rolled Steel Sheets. *Metall. Mater. Trans. A*, 32A :505, 2001.

[KLJP02] S.J. Kim, C.G. Lee, W.C. Jeong, and I. Park. Microstructures and Mechanical Properties of the 0.15 % C TRIP-Aided Cold-Rolled Steels Containing Cu, Ni and Cr. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 165, 2002.

[KM59] D.P. Koistinen and R.E. Marburger. A General Equation Prescribing Extent of Austenite-Martensite in Pure Fe-C Alloys and Plain Carbon Steels. *Acta Metall.*, 7 :59, 1959.

[KMN83] Y. Katz, H. Mathias, and S. Nadiv. The Mechanical Stability of Austenite in Maraging Steels. *Metall. Trans. A*, 14A :801, 1983.

[KR82] C.Y. Kung and J.J. Rayment. An Examination of the Validity of Existing Empirical Formulas for the Calculation of M sub s Temperature. *Metall. Trans. A*, 13A :328, 1982.

[Kra01] G. Krauss. Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures. *Metall. Mater. Trans. A*, 32A :861, 2001.

[Krö58] E. Kröner. *Z. Phys.*, 151 :504, 1958.

[Krö61] E. Kröner. Zur Plastischen Verformung des Vielkristalls. *Acta Metall.*, 9 :155, 1961.

[KS30] G. Kurdjumov and G. Sachs. *Z. Phys.*, 64 :325, 1930.

[Kub04] R. Kubler. *Comportement Thermomécanique des Aciers à Effet TRIP : Approches Micromécaniques et Phénoménologiques. Applications à la Mise en Forme.* Thèse de doctorat, ENSAM, Paris, 2004.

[Kur60] G. Kurdjumov. *J. Iron Steel Inst.*, 195 :26, 1960.

[KVH00] A.I. Katsamas, A.N. Vasilakos, and G.N. Haidemenopoulos. *Steel Res.*, 71 :351, 2000.

[KWT+96] A. Kojima, Y. Watanabe, Y. Terada, A. Yoshie, and H. Tamehiro. Ferrite Grain Refinement by Large Reduction per Pass in Non-Recrystallization Temperature Region of Austenite. *ISIJ Int.*, 36 :603, 1996.

[Lam01] A. Lambert. *Rupture par Clivage de Microstructures d'Aciers Bainitiques Obtenues en Conditions de Soudage.* Thèse de doctorat, Centre des Matériaux P.M. Fourt, École des Mines de Paris, 2001.

[LB69] D.C. Ludwigson and J.A. Berger. Plastic Behaviour of Metastable Austenitic Stainless Steels. *J. Iron Steel Inst.*, 207 :63, 1969.

[LBDM90] C. Liu, A. Böttger, T. Dekeijser, and E.J. Mittemeijer. Lattice Changes of Iron-Nitrogen Martensite on Aging at Room Temperature. *Scr. Metall.*, 24 :509, 1990.

[LC85] J. Lemaître and J.L. Chaboche. *Mécanique des Matériaux Solides.* Dunod, Paris, France, 1985.

[LD89] J.B. Leblond and J.C. Devaux. Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels. I. Case of Ideal Plastic Phases. *Int. J. Plast.*, 5 :551, 1989.

[Leb89] J.B. Leblond. Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels. II. Coupling with Strain Hardening Phenomena. *Int. J. Plast.*, 5 :573, 1989.

[Led01] F. Ledein. Note technique, DIMAT, Renault, 9 2001.

[Lem00] M. Lemercier. Essai d'Emboutissage en Croix. Rapport interne, DIMAT, Renault, 6 2000.

[LeP80] F.S. LePera. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. *J. Met.*, 32 :38, 1980.

[Les72] W.C. Leslie. Iron and Its Dilute Substitutional Solid Solutions. *Metall. Trans.*, 3 :5, 1972.

[Lev98] V.I. Levitas. Thermomechanical Theory of Martensitic Phase Transformations in Inelastic Materials. *Int. J. Solids Struct.*, 35 :889, 1998.

[LFJ+02] F. Lani, Q. Furnémont, P. Jacques, F. Delannay, and T. Pardœn. *Modèle Micromécanique du Comportement Plastique des Matériaux Biphasés avec Transformation de Phase : Application au Cas d'Aciers Multiphasés à Effet TRIP.* Proc. of EMMC6, Liège, Belgium, 2002.

[LH86] J. Ladrière and X.J. He. Mössbauer Study on Retained Austenite in an Fe-Mn-C Dual-Phase Steel. *Mater. Sci. Eng.*, 77 :133, 1986.

[LHS02] A. Lucas, J.C. Herman, and A. Schmitz. Cu-Containing TRIP Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 231, 2002.

[LIO98] V.I. Levitas, A.V. Idesman, and G.B. Olson. Continuum Modelling of Strain-Induced Martensitic Transformation at Shear-Band Intersections. *Acta Mater.*, 47 :219, 1998.

[LK00] A.A. Lebedev and V.V. Kosarchuck. Influence of Phase Transformations on the Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels. *Int. J. Plast.*, 16 :767, 2000.

[LKLL04] C.G. Lee, S.J. Kim, T.H. Lee, and S. Lee. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Formability in a 0.1C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu TRIP-Aided Cold-Rolled Steel Sheet. *Mater. Sci. Eng. A*, 371 :16, 2004.

[LKOL02] C.G. Lee, S.J. Kim, C.S. Oh, and S. Lee. Effects of Heat Treatment and Si Addition on the Mechanical Properties of 0.1 wt% C TRIP-Aided Cold-Rolled Steels. *ISIJ Int.*, 42 :1162, 2002.

[LKPC98] C.G. Lee, S.J. Kim, S.G. Park, and I.D. Choi. Effects of Heat-Treatment on Microstructures and Mechanical Properties of a 0.15C-1.5Si-1.5Mn TRIP Cold-Rolled Steel Sheet. *J. Korean Inst. Met. Mater.*, 36 :1382, 1998.

[LNH+99] L. Laquerbe, J. Neutjens, Ph. Harlet, F. Caroff, and P. Cantinieaux. *New Processing Route for the Production of Silicon-Free TRIP-Assisted Cold-Rolled and Galvanized Steels.* 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference, Baltimore, MD. ISS AIME, Warrendale, PA 15086-7512, USA, 1999.

[LP72] F. Lecroisey and A. Pineau. Martensitic Transformations Induced by Plastic Deformation in the Fe-Ni-Cr-C System. *Metall. Trans.*, 3 :387, 1972.

[LW77] R.G. Luther and T.R.G. Williams. Influence of Phase Transformation in Stainless Steel During Static and Fatigue Loading. *Met. Sci.*, 11 :219, 1977.

[LZ90] S.K. Liu and J. Zhang. The Influence of the Si and Mn Concentrations on the Kinetics of the Bainite Transformation in Fe-C-Si-Mn Alloys. *Metall. Trans. A*, 21A :1517, 1990.

[Mag66] C.L. Magee. *Transformation Kinetics, Microplasticity and Aging of Martensite in Fe-31-Ni.* Phd thesis, Carnegie Mellon University, 1966.

[Meh39] R.F. Mehl. *Hardenability of Alloy Steels.* ASM, Cleveland, OH, USA, 1939.

[Mer02] A. Mertens. *Influence of Aluminium on the Phase Transformations During the Heat Treatments for Processing of Multiphase TRIP-Assisted Steels.* Thèse de doctorat, Université Catholique de Louvain, Belgique, 2002.

[MF95] F. Marketz and F.D. Fischer. A Mesoscale Study on the Thermodynamic Effect of Stress on Martensitic Transformation. *Metall. Trans. A*, 26A :267, 1995.

[Min02] B. Mintz. The Influence of Aluminium on the Strength and Impact Properties of Steel. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 379, 2002.

[MJCV02] L.T. Martinez, S. Jacobs, S. Claessens, and S. Vandeputte. Influence of Microstructure, Strain Hardening Behavior and Stress State on the Formability of Cold Rolled TRIP Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 311, 2002.

[MJHD02] A. Mertens, P. Jacques, P. Harlet, and F. Delannay. On the Optimisation of the Mechanical Properties of Two Aluminium-Alloyed Multiphase TRIP-Assisted Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 293, 2002.

[MK67] Z. Marciniak and K. Kuczyński. Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal. *Int. J. Mech. Sci.*, 9 :609, 1967.

[MKCF02] P.A. Manohar, K. Kunishige, T. Chandra, and M. Ferry. Continuous Cooling Transformation Behavior of Si-Mn and Al-Mn Transformation Induced Plasticity Steels. *Mater. Sci. Technol.*, 18 :856, 2002.

[MM96] M.P. Miller and D.L. McDowell. Modelling Large Strain Multiaxial Effects in FCC Polycrystals. *Int. J. Plast.*, 12 :875, 1996.

[MMVD02] O. Moriau, L.T. Martinez, P. Verleysen, and J. Degrieck. Dynamic Mechanical Properties of Cold Rolled TRIP Steels for Crash-Relevant Applications. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 247, 2002.

[MP68] C.L. Magee and H.W. Paxton. The Microplastic Response of Partially Transformed Fe-31 Ni. *Trans. Met. Soc. AIME*, 242 :1741, 1968.

[MSIJ91] O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii, and J. Jinfu. Effects of Retained Austenite on Formabilities of High Strength Sheet Steels. *ISIJ*, 77 :1312, 1991.

[MSKK91] S. Majumdar, J.P. Sing, D. Kupperman, and A.D. Krawitz. Application of Neutron Diffraction to Measure Residual Strains in Various Engineering Composite Materials. *J. Eng. Mater. Technol. (Trans. AIME)*, 113 :51, 1991.

[MST87a] O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi. Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel. *Trans. ISIJ*, 27 :570, 1987.

[MST87b] O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi. TRIP (Transformation Induced Plasticity) and Its Kinetic Aspects in Austempered 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel. *Scr. Metall.*, 21 :1301, 1987.

[MST92] O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi. Retained Austenite in 0.4C-Si-1.2Mn Steel Sheet Intercritically Heated and Austempered. *ISIJ Int.*, 32 :1014, 1992.

[MT73] T. Mori and K. Tanaka. Average Stress in Matrix and Average Elastic Energy of Materials within Misfitting Inclusions. *Acta Mater.*, 21 :571, 1973.

[MTON96] T. Minote, S. Torizuka, A. Ogawa, and M. Niikura. Modelling of Transformation Behavior and Compositional Partitioning in TRIP Steel. *ISIJ Int.*, 36 :201, 1996.

[MTT74] T. Maki, Y. Tomota, and I. Tamura. Effect of Grain Size on the Transformation-Induced Plasticity in Metastable Austenitic Fe-Ni-C Alloy. *J. Jpn. Inst. Metal.*, 38 :871, 1974.

[MvDBC02] J. Mahieu, D. van Dooren, L. Barbé, and B.C. De Cooman. Influence of Al, Si and P on the Kinetics of Intercritical Annealing of TRIP-Aided Steels : Thermodynamical Prediction and Experimental Verification. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 159, 2002.

[MW53] E.S. Machlin and S. Weinig. *Acta Metall.*, 1 :480, 1953.

[MWC00] M. De Meyer, K. De Wit, and B.C. De Cooman. The Bake Hardening Behavior of Electro-Galvanized Cold Rolled CMnSi and CMnAlSi TRIP Steels. *Steel Res.*, 71 :511, 2000.

[NHBC98] J. Neutjens, Ph. Harlet, Th. Bakolas, and P. Cantinieaux. *Processing and Properties of a New Hot-Rolled High-Strength Fine-Grained Multiphase Steel.* 40th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Pittsburgh, PA. ISS AIME, Warrendale, PA 15086-7512, USA, 1998.

[Nis34] Z. Nishiyama. *Sci. Rep. Tohoku Univ.*, 23 :637, 1934.

[NMTS04] E. Nagy, V. Mertinger, F. Tranta, and J. Sólyom. Deformation Induced Martensitic Transformation in Stainless Steels. *Mater. Sci. Eng. A*, 378 :308, 2004.

[NOC82] T. Narutani, G.B. Olson, and M. Cohen. *Proc. ICOMAT*, 1982.

[NZHCL82] A. Najafi-Zadeh, M. Harmelin, G. Chappuis, and P. Lehr. Rapport de recherche 160, ENSTA, 1982.

[OA78] G.B. Olson and M. Azrin. Transformation Behavior of TRIP Steels. *Metall. Trans. A*, 9A :713, 1978.

[OB86] G.B. Olson and M.B. Bever. *Mechanically Induced Phase Transformations in Alloys.* Pergamon Press, Headington Hill Hall, Oxford OX3 0BW, UK, 1986.

[OBH02] J. Ohlert, W. Bleck, and K. Hulka. Control of Microstructure on TRIP Steels by Niobium. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 199, 2002.

[OBT+93] M. Onink, C.M. Brakman, F.D. Tichelaar, E.J. Mittemeijer, S. van der Zwaag, J.H. Root, and N.B. Konyer. The Lattice Parameters of Austenite and Ferrite in Iron-Carbon Alloys as Functions of Carbon Concentration and Temperature. *Scr. Metall. Mater.*, 29 :1011, 1993.

[OC72] G.B. Olson and M. Cohen. Mechanism for the Strain-Induced Nucleation of Martensitic Transformations. *J. Less-Common Metals*, 28 :107, 1972.

[OC75] G.B. Olson and M. Cohen. Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation. *Metall. Trans. A*, 6A :791, 1975.

[OC82a] G.B. Olson and M. Cohen. Stress Assisted Isothermal Martensitic Transformation : Application to TRIP Steels. *Metall. Trans. A*, 13A :1907, 1982.

[OC82b] G.B. Olson and M. Cohen. Stress Assisted Isothermal Martensitic Transformation : Application to TRIP Steels. *Metall. Trans. A*, 13A :1907, 1982.

[OCAG80] G.B. Olson, R. Chait, M. Azrin, and R.A. Gagne. Fatigue Strength of TRIP Steels. *Metall. Trans. A*, 11A :1069, 1980.

[ODWM02] E.C. Oliver, M.R. Daymond, P.J. Withers, and T. Mori. Stress Induced Martensitic Transformation Studied by Neutron Diffraction. *Mater. Sci. Forum*, 404-407 :489, 2002.

[Ols82] G.B. Olson. *Transformation Plasticity and the Stability of Plastic Flow.* G. Krauss ed., ASM. Conf. Deformation, Processing and Structures, St. Louis, Mo, Ohio 44073, USA, 1982.

[OO92] G.B. Olson and W.S. Owen. *Martensite.* ASM Int., Ohio 44073-0002, USA, 1992.

[OP92] W.C. Oliver and G.M. Pharr. An Improved Technique for Determining Hardness and Elastic Modulus Using Load and Displacement Sensing Indentation Experiments. *J. Mater. Res.*, 7 :1564, 1992.

[PBF03] A. Perlade, O. Bouaziz, and Q. Furnémont. A Physically-Based Model for TRIP-Aided Carbon Steels Behavior. *Mater. Sci. Eng. A*, 356 :145, 2003.

[PBK+02] S. Papaefthymiou, W. Bleck, S. Kruijver, L. Zhao, J. Sietsma, and S. van der Zwaag. Microstructure Development and Mechanical Behavior of Al-Containing TRIP-Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 341, 2002.

[PC53] J.R. Patel and M. Cohen. Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation. *Acta Metall.*, 1 :531, 1953.

[PCL+03] V.C. Prantil, M.L. Callabresi, J.F. Lathrop, G.S. Ramaswamy, and M.T. Lusk. Simulating Distorsion and Residual Stresses in Carburized Thin Strips. *J. Eng. Mater. Technol.*, 125 :116, 2003.

[Pea58] W.B. Pearson. *Handbook of Latice Spacings and Structures of Metals and Alloys.* Pergamon Press Inc., New York, USA, 1958.

[PF92] M.H. Poech and H.F. Fischmeister. Deformation of Two-Phase Materials : A Model Based on Strain Compatibility. *Acta Metall. Mater.*, 40 :487, 1992.

[PH84] G.R. Purdy and M. Hillert. On the Nature of the Bainite Transformation in Steels. *Acta Metall.*, 32 :823, 1984.

[Pie00] C. Pierrel. Les Aciers TRIP : Implications Industrielles de Leur Emploi sur Caisse Assemblée. Rapport de stage de fin d'études, École Centrale de Paris, Renault, 2000.

[PMC+02] I.Y. Pyshmintsev, M. De Meyer, B.C. De Cooman, R.A. Savray, V.P. Shveykin, and M. Vermeulen. The Influence of the Stress State on the Plasticity of Transformation Induced Plasticity-Aided Steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 33A :1659, 2002.

[POB92] G.M. Pharr, W.C. Oliver, and F.R. Brotzen. On the Generality of the Relationship Among Contact Stiffness, Contact Area, and Elastic Modulus During Indentation. *J. Mater. Res.*, 7 :613, 1992.

[PP74] A.G. Pineau and R.M. Pelloux. Influence of Strain-Induced Martensitic Transformations on Fatigue Crack Growth Rates in Stainless Steels. *Metall. Trans.*, 5 :1103, 1974.

[PS99] A. Pichler and P. Stiaszny. TRIP Steel with Reduced Silicon Content. *Steel Res.*, 70 :459, 1999.

[PSC02] I.Y. Pyshmintsev, R.A. Savray, and B.C. De Cooman. Effect of Stress State on the Transformation Behavior and Mechanical Properties of TRIP-Aided Automotive Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 79, 2002.

[PSCM02] I.Y Pychmintsev, R.A. Savrai, B.C. De Cooman, and O. Moriau. High Strain Rate Behavior of TRIP-Aided Automotive Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 299, 2002.

[Qui99] D. Quidort. *Mécanismes et Modélisation de la Transformation Bainitique dans les Aciers.* Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Grenoble, 1999.

[Rad62] S.V. Radcliffe. The Effect of High Pressure on the Martensitic Reaction in Iron-Carbon Alloys. *Acta Metall.*, 10 :201, 1962.

[RAD+79] J.M. Rigsbee, J.K. Abraham, A.T. Davenport, J.E. Franklin, and J.W. Pickens. *Structure-Processing and Structure-Property Relationships in Commercially*

Processed Dual-Phase Steels. R.A. Kot and J.W. Morris ed., TMS AIME. Proc. Conf. Structure and Properties of Dual-Phase Steels, New Orleans, Warrendale, Pa. 15086, USA, 1979.

[Rad01] M. Radu. Comportement Mécanique et Stabilité de l'Austénite Résiduelle des Aciers TRIP pour Application Automobile. Rapport de fin d'études, École des Mines de Paris, Renault, France, 7 2001.

[RAS+98] R.C. Reed, T. Akbay, Z. Shen, J.M. Robinson, and J.H. Root. Determination of Reaustenitisation Kinetics in a Fe-0.4C Steel Using Dilatometry and Neutron Diffraction. *Mater. Sci. Eng. A*, 256 :152, 1998.

[RB71] R.H. Richman and G.F. Bolling. Stress, Deformation and Martensitic Transformation. *Metall. Trans.*, 2 :2451, 1971.

[RB82] A. Rizk and D.L. Bourell. Dislocation Density Contribution to Strength of Dual-Phase Steels. *Scripta Metall.*, 16 :1321, 1982.

[Reu29] A. Reuss. *Zeit. Ang. Math. Mech.*, 9 :49, 1929.

[Rob53] C.S. Roberts. *Trans. AIME*, 197 :203, 1953.

[RR83] B.V.N. Rao and M.S. Rashid. Direct Observations of Deformation-Induced Retained Austenite Transformation in a Vanadium-Containing Dual-Phase Steel. *Metallography*, 16 :19, 1983.

[RSZ69] N. Ridley, H. Stuart, and L. Zwell. Lattice Parameters of Fe-C Austenites at Room Temperature. *Trans. Met. Soc. AIME*, 245 :1834, 1969.

[RvdA77] J. M. Rigsbee and P.J. van der Arend. *Laboratory Studies of Microstructures and Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels.* A.T. Davenport ed., Metall. Soc. AIME. Proc. Conf. Formable HSLA and Dual-Phase Steels, Chicago, New York, N.Y. 10017, USA, 1977.

[RVG+05] M. Radu, J. Valy, A.F. Gourgues, F. Le Strat, and A. Pineau. Continuous Magnetic Method for Quantitative Monitoring of Martensitic Transformation in Steels Containing Metastable Austenite. *Scr. Mater.*, 52 :525, 2005.

[RYHM01] T. Ros-Yáñez, Y. Houbaert, and A. Mertens. Characterization of TRIP-Assisted Multiphase Steel Surface Topography by Atomic Force Microscopy. *Mater. Char.*, 47 :93, 2001.

[RZ40] R. Randall and C. Zener. Variation of Internal Friction With Grain Size. *AIME Trans.*, 7 :1, 1940.

[Sac83] A.K. Sachdev. Effect of Retained Austenite on the Yielding and Deformation Behavior of a Dual-Phase Steel. *Acta Metall.*, 31 :2037, 1983.

[SB96] S.S. Singh and H.K.D.H. Bhadeshia. Quantitative Evidence for Mechanical Stabilization of Bainite. *Mater. Sci. Technol.*, 12 :610, 1996.

[Sch32] E. Scheil. *Zeit. Anorg. Allgem. Chem.*, 207 :21, 1932.

[SDM81] G.R. Speich, V.A. Demarest, and R.L. Miller. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. *Metall. Trans. A*, 12A :1419, 1981.

[SG87] Y.L. Su and J. Gurland. Strain Partition, Uniform Elongation and Fracture Strain in Dual-Phase Steels. *Mater. Sci. Eng.*, 95 :151, 1987.

[SGT85] S. Sangal, N.C. Goel, and K. Tangri. A Theoretical Model for the Flow Behavior of Commercial Dual-Phase Steels Containing Metastable Retained Austenite. II. Calculation of Flow Curves. *Metall. Trans. A*, 16A :2023, 1985.

[SH56] W. Steven and A.G. Haynes. *J. Iron Steel Inst.*, 183 :349, 1956.

[She03] M.Y. Sherif. *Strain-Induced Transformation of Very Strong Metal.* Master of philosophy in materials modelling, University of Cambridge, Department of Materials Science and Metallurgy, 2003.

[SHHI03] K. Sugimoto, A. Hayakawa, S. Hashimoto, and S. Ikeda. Development of High Strength Low Alloy TRIP-Aided Steels with Ultra Fine Grain. *Mater. Sci. Forum*, 426-432 :1469, 2003.

[SIK+95] Y. Sakuma, A. Itami, O. Kawano, N. Kimura, S. Hiwatashi, and K. Sakata. Next-Generation High-Strength Sheet Steel Utilizing Transfrormation-Induced Plasticity (TRIP) Effect. *Nippon Steel Tech. Rep.*, 64 :20, 1995.

[SISK00] K. Sugimoto, T. Iida, J. Sakaguchi, and T. Kashima. Retained Austenite Characteristics and Tensile Properties in a TRIP Type Bainitic Sheet Steel. *ISIJ Int.*, 40 :902, 2000.

[SKH92] K. Sugimoto, M. Kobayashi, and S. Hashimoto. Ductility and Strain-Induced Transformation in a High-Strength Transformation-Induced Plasticity-Aided Dual-Phase Steel. *Metall. Trans. A*, 23A :3085, 1992.

[Skr91] B. Skrotzki. The Course of the Volume Fraction of Martensite vs. Temperature Function M sub X (T). *J. Phys. IV*, 1 :367, 1991.

[SLZ+02] W. Shi, L. Li, Y. Zhou, R.Y. Fu, X.C. Wei, B.C. De Cooman, P. Wollants, X.D. Zhu, and L. Wang. Effect of Mn Content on the Microstructures and Mechanical Properties of Cold Rolled 0.15C-0.6Si-Mn TRIP Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 207, 2002.

[SM79] G.R Speich and R.L. Miller. *Mechanical Properties of Ferrite-Martensite Steels.* Proc. Conf. Structure and Properties of Dual-Phase Steels, New Orleans. R.A. Kot and J.W. Morris ed., TMS AIME, Warrendale, Pa. 15086, USA, 1979.

[SM03] J.J. Sinou and B. Macquaire. Anisotropic Behaviour Law for Sheets Used in Stamping : A Comparative Study of Steel and Aluminium. *C.R. Mécanique*, 331 :33, 2003.

[SMA91] Y. Sakuma, O. Matsumura, and O. Akisue. Influence of Carbon Content and Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of 400 deg C Transformed Steel Containing Retained Austenite. *ISIJ Int.*, 31 :1348, 1991.

[SMK92a] Y. Sakuma, D.K. Matlock, and G. Krauss. Intercritically Annealed and Isothermally 0.15% Carbon Steels Containing 1.2%Si-1.5%Mn and 4%Ni. II. Effect of Testing Temperature on Stress-Strain Behaviour and Deformation-Induced Austenite Transformation. *Metall. Trans. A*, 23A :1233, 1992.

[SMK92b] Y. Sakuma, D.K. Matlock, and G. Krauss. Intercritically Annealed and Isothermally Transformed 0.15% Carbon Steels Containing 1.2%Si-1.5%Mn and 4%Ni. I. Transformation, Microstructure and Room-Temperature Mechanical Properties. *Metall. Trans. A*, 23A :1221, 1992.

[SMKS93] K. Sugimoto, M. Misu, M. Kobayashi, and H. Shirasawa. Effects of Seconde Phase Morphology on Retained Austenite Morphology and Tensile Properties in a TRIP-Aided Dual-Phase Steel Sheet. *ISIJ Int.*, 33 :775, 1993.

[SMSB04] M.Y. Sherif, C.G. Mateo, T. Sourmail, and H.K.D.H. Bhadeshia. Stability of Retained Austenite in TRIP-Assisted Steels. *Mater. Sci. Technol.*, 20 :319, 2004.

[SMT91] Y. Sakuma, O. Matsumura, and H. Takechi. Mechanical Properties and Retained Austenite in Intercritically Heat-Treated Bainite-Transformed Steel and Their Variation With Si and Mn Additions. *Metall. Trans. A*, 22A :489, 1991.

[SNHL98] A. Schmitz, J. Neutjens, J.C. Herman, and V. Leroy. *New Thermomechanical Hot Rolling Schedule for the Processing of High Strength Fine Grained Multiphase Steels.* 40th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Pittsburgh, PA. ISS AIME, Warrendale, PA 15086-7512, USA, 1998.

[SPO92] R.G. Stringfellow, D.M. Parks, and G.B. Olson. A Constitutive Model for Transformation Plasticity Accompanying Strain-Induced Martensitic Transformations in Metastable Austenitic Steels. *Acta Metall. Mater.*, 40 :1703, 1992.

[SR75] R.E. Schramm and R.P. Reed. Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels. *Metall. Trans. A*, 6A :1345, 1975.

[SSM02] A.M. Streicher, J.G. Speer, and D.K. Matlock. Forming Response of Retained Austenite on a C-Si-Mn High Strength TRIP Sheet Steel. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 359, 2002.

[SSR69] G.R Speich, A. Szirmae, and M.J. Richards. Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates. *TMS AIME*, 245 :1063, 1969.

[ST75] N.P. Suh and A.P.L. Turner. *Elements of the Mechanical Behavior of Solids.* McGraw-Hill, New-York, USA, 1975.

[ST92] G.R. Speich and K.A. Taylor. *Martensite.* G.B. Olson and W.S. Owen ed., ASM, 1992.

[Str00] F. Le Strat. Rapport Interne sur les Aciers TRIP. Technical report, DIMAT, Renault, 12 2000.

[SUKH92] K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi, and S. Hashimoto. Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-Aided Dual-Phase Steels. *ISIJ*, 78 :1480, 1992.

[Tam82] I. Tamura. Deformation-Induced Martensitic Transformation and Transformation-Induced Plasticity in Steels. *Met. Sci.*, 16 :245, 1982.

[Tan81] T. Tanaka. Controlled Rolling of Steel Plate and Strip. *Int. Met. Rev.*, 26 :185, 1981.

[TFTM91] K. Tsuzaki, S. Fukasaku, Y. Tomota, and T. Maki. Effect of Prior Deformation of Austenite on the Gamma $\rightarrow$ Epsilon Martensitic Transformation in Fe-Mn Alloys. *Mater. Trans., JIM*, 32 :222, 1991.

[THI91] I. Tsukatani, S. Hashimoto, and T. Inoue. Effects of Silicon and Manganese Addition on Mechanical Properties of High-Strength Hot-Rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite. *ISIJ Int.*, 31 :992, 1991.

[THP02] I.B. Timokhina, P.D. Hodgson, and E.V. Pereloma. Effect of Alloying Elements on the Microstructure-Property Relationship in Thermomechanically Processed C-Mn-Si TRIP Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 153, 2002.

[TPH01] I.B. Timokhina, E.V. Pereloma, and P.D. Hodgson. Microstructure and Mechanical Properties of C-Si-Mn(-Nb) TRIP Steels After Simulated Thermomechanical Processing. *Mater. Sci. Technol.*, 17 :135, 2001.

[TPH+02] S. Traint, A. Pichler, K. Hauzenberger, P. Stiaszny, and E. Werner. Influence of Silicon, Aluminium, Phosphorus and Copper on the Phase Transformations of Low Alloyed TRIP-Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 121, 2002.

[TS85] T. Tanaka and Y. Sato. A Mechanical View of Transformation-Induced Plasticity. *Ing. Archiv.*, 55 :147, 1985.

[TS03] L. Taleb and F. Sidoroff. A Micromechanical Modelling of the Greenwood-Johnson Mechanism in Transformation Induced Plasticity. *Int. J. Plast.*, 19 :1821, 2003.

[TT82] Y. Tomota and I. Tamura. Mechanical Behavior of Steels Consisting of Two Ductile Phases. *Trans. ISIJ*, 22 :665, 1982.

[TW92] I. Tamura and C.M. Wayman. *Martensite. Chapter : Martensitic Transformations and Mechanical Effects.* G.B. Olson and W.S. Owen ed., ASM Int., Ohio 44073-0002, USA, 1992.

[TYH02] M. Takahashi, H. Yoshida, and S. Hiwatashi. Properties of TRIP Type High Strength Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 103, 2002.

[Ume89] M. Umemoto. Transformation Kinetics From Work-Hardened Austenite and Grain Size Estimation. *117th ISIJ Meeting, Yokohama, Japan*, 2 :688, 1989.

[Ush99] K. Ushioda. Recent Developments in Steel Sheets. *Scandinavian J. Metall.*, 28 :33, 1999.

[VCP94] J.C. Videau, G. Cailletaud, and A. Pineau. Modélisation des Effets Mécaniques des Transformations de Phases pour le Calcul de Structures. *J. Phys. IV*, C3 :227, 1994.

[Vil74] R. Villela. Addition of NaCl to Pickling Solutions. *Metal. ABM*, 30 :481, 1974.

[VPHB99] A.N. Vasilakos, K. Papamentellos, G.N. Haidemenopoulos, and W. Bleck. Experimental Determination of the Stability of Retained Austenite in Low Alloy TRIP Steels. *Steel Res.*, 70 :466, 1999.

[Was37] G. Wassermann. *Arch. Eisenhüttenwes*, 10 :321, 1937.

[Way94] C.M. Wayman. The Phenomenological Theory of Martensite Cristallography : Interrelationships. *Metall. Trans.*, 25A :1787, 1994.

[WC98] P.G. Winchell and M. Cohen. *Trans. Met. Soc. AIME*, 224 :638, 1998.

[Wei07] P. Weiss. Hypothesis of the Molecular Field and Ferromagnetic Properties. *J. Phys.*, 4 :661, 1907.

[Wen90] G.J. Weng. The Overall Elastoplastic Stress-Strain Relations of Dual-Phase Metals. *J. Mech. Phys. Solids*, 38 :419, 1990.

[WLF+02a] X.C. Wei, L. Li, R.Y. Fu, B.C. De Cooman, P. Wollants, X.D. Zhu, and L. Wang. Influence of the Strain Rate on the Strain-Induced Transformation of Retained Austenite to Martensite in High Strength Low Alloy TRIP Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 373, 2002.

[WLF+02b] X.C. Wei, L. Li, R.Y. Fu, B.C. De Cooman, P. Wollants, X.D. Zhu, and L. Wang. Time Dependance of Transformation Process of Si-Mn TRIP Steel During High-Speed Tensile Impact Testing. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 253, 2002.

[WLFS02] X.C. Wei, L. Li, R.Y. Fu, and W. Shi. On the Tensile Mechanical Property of Si-Mn TRIP Steels at High Strain Rate. *Acta Metall. Sinica*, 15 :285, 2002.

[WPE81] P. Wycliffe, G.R. Purdy, and J.D. Embury. *Austenite Growth in the Intercritical Annealing of Ternary and Quaternary Dual-Phase Steels.* Conf. Fundamentals of Dual-Phase Steels, Chicago. Met. Soc. AIME, Warrendale, Pa. 15086, USA, 1981.

[WvdZ01] J. Wang and S. van der Zwaag. Stabilization Mechanism of Retained Austenite in Transformation-Induced Plasticity Steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 32A :1527, 2001.

[XH94] Z.L. Xie and H. Hanninen. Stabilization of Retained Austenite Due to Partial Martensitic Transformations. *Acta Metall. Mater.*, 42 :4117, 1994.

[YBMK85] D.Z. Yang, E.L. Brown, D.K. Matlock, and G. Krauss. Ferrite Recrystallization and Austenite Formation in Cold-Rolled Intercritically Annealed Steel. *Metall. Trans. A*, 16A :1385, 1985.

[YFB02] O. Yakubovsky, N. Fonstein, and D. Bhattacharya. Stress-Strain Behavior and Bake Hardening of TRIP and TRIP-Aided Multiphase Steels. *Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Ghent, Belgium*, page 263, 2002.

[YKT+96] T. Yokoi, K. Kawasaki, M. Takahashi, K. Koyama, and M. Mizui. Fatigue Properties of High Strength Steels Containing Retained Austenite. *JSAE Rev.*, 17 :210, 1996.

[YYKK83] J.J. Yi, K.J. Yu, I.S. Kim, and S.J. Kim. Role of Retained Austenite on the Deformation of an Fe-0.07C-1.8Mn-1.4Si Dual-Phase Steel. *Metall. Trans. A*, 14A :1497, 1983.

[Zao85] A. Zaoui. *Approximate Statistical Modelling and Applications.* Homogeneization Techniques for Composite Media, Lecture Notes in Physics, Springer Verlag, 1985.

[ZBO04] S. Zaefferer, W. Bleck, and J. Ohlert. A Study of Microstructure, Transformation Mechanisms and Correlation Between Microstructure and Mechanical Properties of a Low Alloyed TRIP Steel. *Acta Mater.*, 52 :2765, 2004.

[ZDB+01] L. Zhao, N.H. Van Dijk, E. Brück, J. Sietsma, and S. Van der Zwaag. Magnetic and X-Ray Diffraction Measurements for the Determination of Retained Austenite in TRIP Steels. *Mater. Sci. Eng. A*, 313 :145, 2001.

[Zha97] H. Zhao. A Constitutive Model for Metals Over a Large Range of Strain Rates. Identification for Mild-Steel and Aluminium Sheets. *Mater. Sci. Eng. A*, A230 :95, 1997.

[ZPFB67] V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, and R. Busch. The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels. *ASM Trans. Quart.*, 60 :252, 1967.

Les progrès au niveau de la sécurité passager et du confort de conduite dans l'industrie automobile impliquent un renforcement de la structure de la caisse assemblée et l'ajout de nombreux systèmes d'aide à la conduite. Le poids final du véhicule augmente ainsi régulièrement.

D'un autre côté, les normes européennes en matière d'émission des gaz à effet de serre sont de plus en plus contraignantes. Pour les respecter, les constructeurs améliorent sans cesse le rendement des filtres à particules et des pots catalytiques, tout en essayant de diminuer le poids du véhicule par l'utilisation de matériaux plus performants que ceux actuellement utilisés. En suivant cette logique, les aciers TRIP (*t*ransformation *i*nduced *p*lasticity) ont un argument de choix : leur caractéristiques mécaniques sont bien supérieures à celles des aciers dual phase, aussi bien lors de la mise en forme (emboutissage) que pour l'absorption d'énergie (crash). L'utilisation envisagée pour ce type d'aciers est pour les pièces de structure nécessitant une très bonne tenue mécanique, comme le longeron, le pied milieu, la doublure de montant de baie, mais aussi pour emboutir des pièces compliquées. L'objectif est de cumuler les fonctions d'une même pièce, fonction *de structure* et fonction de *sécurité*, l'emploi des renforts serait ainsi évité.

Dans ce travail, on se propose d'étudier un acier TRIP 800. Caractérisations microstructurales et mécaniques sont couplées aux recherches bibliographiques en vue de :

- ⋆ comprendre les relations entre la microstructure et les propriétés mécaniques ;
- ⋆ décrire l'influence de l'austénite résiduelle sur le comportement mécanique de l'acier ;
- ⋆ proposer une loi phénoménologique pour la transformation de phase $\gamma_r \rightarrow \alpha'$;
- ⋆ identifier un modèle de comportement statique 3D à base physique.

La démarche générale consiste à relier l'évolution des caractéristiques mécaniques aux caractéristiques évolutives de la microstructure, subséquentes à la formation de la martensite au cours de la déformation. Nombre d'études réalisées sur des aciers TRIP fortement alliés (aciers inoxydables) ont montré une forte sensibilité du comportement mécanique de ces aciers vis-à-vis de la transformation martensitique. Dans cette optique, des mesures quantitatives de la fraction volumique de l'austénite résiduelle ou de la martensite formée sont nécessaires. Une technique de dosage magnétique de l'austénite résiduelle a été utilisée afin d'obtenir les cinétiques de la transformation **austénite→martensite** pour des sollicitations mécaniques choisies de façon à caractériser la réponse du matériau à différents trajets de chargement ou de déformation. Le modèle de comportement prendra en compte la transformation de phase.

Nous avons envisagé la modélisation du comportement mécanique du TRIP 800 à l'aide d'une approche très simple, basée sur la loi des mélanges. Globalement, cela implique que le comportement des phases doit être connu et qu'à tout moment lors du chargement, leur fractions volumiques puissent être calculées en tenant compte du niveau de déformation et de l'état macroscopique des contraintes.

Le comportement des phases a été déterminé par des mesures in-situ de diffraction de neutrons lors d'un essai de traction simple. Mais nous proposons aussi un modèle à champs moyens qui permet de calculer ce comportement des phases à partir des résultats d'un essai de traction simple et de la connaissance de la cinétique de la transformation $\gamma_r \rightarrow \alpha'$ associée. Les fractions volumiques des phases sont calculées en utilisant la loi phénoménologique de transformation.

Des essais expérimentaux d'emboutissage avec un outil en croix ont été réalisés. Ils constituent un moyen rapide de caractérisation des différentes nuances d'alliages, aciers ou aluminiums, et permettent la validation des modèles de comportement.

Le modèle de comportement que nous avons proposé pour le TRIP 800 a été validé à travers des simulations numériques de l'emboutissage. Le critère de plasticité de Von Misès, dont l'évolution du terme isotrope est donnée par la loi des mélanges, a été introduit dans un code de simulation de la mise en forme, Pam-Stamp 2000. Comparés aux résultats expérimentaux d'emboutissage avec l'outil en croix, les résultats de la simulation avec la loi des mélanges sont valides dans certaines régions du flan embouti. Ils sont globalement moins bons que ceux obtenus avec le modèle mixte de Lemaître et Chaboche (couramment utilisé pour la simulation de la mise en forme des aciers à haute limite d'élasticité) qui ne tient par compte de la transformation de phase, mais qui utilise l'écrouissage cinématique et isotrope, ainsi que des paramètres décrivant l'anisotropie du matériau. Par ailleurs, il ne semble pas nécessaire d'introduire la transformation de phase lors de la simulation numérique de la mise en forme de l'acier TRIP 800, tant que l'anisotropie qu'elle induit est correctement prise en compte par le modèle.