

ETUDE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES ACIERS HYPEREUTECTOIDES DANS LE DOMAINE DE TEMPERATURE INTERCRITIQUE DYNAMIQUE

Reçu le 04/09/2000- Accepté le 27/05/2001

Résumé

L'étude que nous présentons contribue à une meilleure compréhension de l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement mécanique des aciers hypereutectoïdes dans le domaine de température intercritique dynamique. Les courbes expérimentales obtenues en torsion présentent un intérêt notable dans la mesure où elles permettent de caractériser le comportement mécanique de l'acier 100C6; de plus, elles fournissent des informations précieuses sur la capacité maximale de déformation de l'alliage. Les essais de torsion, menés jusqu'à rupture des éprouvettes, permettent d'effectuer un classement des matériaux selon leur ductilité. Les résultats obtenus sur l'acier 100C6 ont permis de préciser le comportement mécanique à tiède de cet acier.

Les aciers hypoeutectoïdes présentent, dans les domaines de température compris entre A_{c1} et A_{c3} en condition dynamique, une capacité de déformation élevée résultant de l'évolution, en cours de déformation, des phases α et γ et de leurs mécanismes d'adoucissement. Nous nous sommes alors posé la question: quel est le comportement d'un acier hypereutectoïde, donc ne présentant pas de domaine biphasé ($\alpha + \gamma$) à l'équilibre, lorsqu'il est déformé à une température supérieure à A_{c1} ?

Mots Clés : Aciers, comportement, microstructure, essai de torsion, plasticité.

Abstract

This study contributes to a better understanding of the effect of the deformation rate and temperature on the mechanical behaviour of the hypereutectoid steels in the dynamic intercritical range of temperature. The experimental curves obtained from the torsion tests have the advantage in so far as they enable to characterise the mechanical behaviour of the 100C6 steel. Moreover, they give precious information on the deformation ability of the alloy. The torsion tests carried on to breaking of the samples allow classifying materials according to their ductility. The results obtained on 100C6 steel enabled to define the effect of structural change on the mechanical behaviour of this hypereutectoid steel.

In the range of dynamic temperatures between A_{c1} and A_{c3} , the hypoeutectoid steels present a high deformation ability. This latter results from the evolution of the α and γ phases and their softening mechanisms during the deformation. A question has then arisen: what is the behaviour of an hypereutectoid steel, hence not presenting a two phases ($\alpha + \gamma$) domain in the equilibrium condition, when deformed at a temperature above that of A_{c1} ?

Keys Words: Steels, Behaviour, Micro structural, Torsion test, Plasticity.

R. GHERIANI
R. BENSABA

Faculté des Sciences
Département de Physique
Université Mentouri
Constantine (Algérie)

ملخص

إن الدراسة التي نقدمها تساهم في فهم أمثل لتأثيرات سرعة الانسحاق والتحول في أشكال الأجسام، وتأثير الحرارة في رد الفعل الميكانيكي للفولاذ ذي المكون الكاربوني المرتفع (Hypereutectoïde)، وفي المجال الحراري الوسيط والدينامي. إن المنحنيات التجريبية المحصل عليها أثناء التمدد، تكتسي أهمية خاصة من حيث إنها تجسد رد الفعل الميكانيكي للفولاذ (100C6). كما أنها تقدم معلومات ثمينة حول انسحاق السبائك. إن تجارب التمدد المباشرة حتى انكسار وتهشم العينة تسمح بإقامة ترتيب اللدائن بحسب درجة قابلية تمددها. إن النتائج المحصلة من التطبيق على الفولاذ (100C6) تتيح إمكانية معاينة رد فعله في درجة حرارة متوسطة.

إن لدائن الفولاذ ذي المكون الكاربوني المنخفض (Hypoeutectoïde) في المجال الحراري الواقع بين A_{c1} و A_{c3} في شروط دينامية، يمتلك إمكانية انسحاق مرتفعة، ناجمة عن تطور المراحل α و γ وميكانيزمات التهدئة الخاصة بها. والسؤال المطروح هو: ما هي رداً فعل لدائن الفولاذ ذي المكون الكاربوني المنخفض الذي لا يحتوي على مجال قطبي ثنائي ($\alpha + \gamma$) في حالة التوازن، وعندما ينسحق في درجة حرارة تفوق A_{c1} ؟

الكلمات المفتاحية : فولاذ، تحول، بنيات جزئية، تجارب التمدد، الثبوت الشكلي.

L'intérêt croissant de l'étude du comportement mécanique des aciers dans le domaine intercritique est dû en particulier au fait que les capacités de déformation obtenues dans ce domaine sont pratiquement similaires à celles observées à haute température, en phase austénitique. Ce procédé de mise en forme, dit à tiède, se pratique généralement à une température voisine de 700°C [1]. Il permet de concilier à la fois les avantages du forgeage à froid et du forgeage à chaud. Les avantages présentés par ce procédé par rapport au forgeage à froid sont nombreux (citons par exemple: un meilleur contrôle dimensionnel des pièces, une diminution de la décarburation, une diminution du calaminage et une faible consommation d'énergie mécanique).

Les études du comportement des aciers, lors de déformation à chaud (températures supérieures à 900°C) sont nombreuses [2, 3, 4, 5, 6]. Par contre, les études relatives à la déformation plastique des aciers aux températures intermédiaires sont rares [7, 8, 9]. Elles portent essentiellement sur les problèmes technologiques que posent les procédés de mise en forme à tiède, mais abordent que rarement l'étude du comportement thermomécanique des aciers dans de telles conditions.

Le travail que nous présentons permet une meilleure connaissance de l'influence des conditions de déformation sur le comportement mécanique des aciers dans le domaine des températures intermédiaires.

Après avoir procédé à l'analyse des contraintes et des déformations mises en jeu au cours de la déformation, nous avons caractérisé l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'évolution de la contrainte maximale et de la capacité ultime de déformation de l'acier 100C6. Par ailleurs, des essais réalisés sur les aciers 100C6, XC 42 et XC 08 ont permis de montrer l'évolution de la capacité de déformation en fonction de la composition chimique de l'alliage, donc de sa structure et de ses caractéristiques mécaniques initiales.

Dans cette étude, les éprouvettes ont été déformées par essai de torsion à des vitesses de déformation généralisées de 5, 10, 15 et 30 s⁻¹, dans l'intervalle des températures comprises entre 300 et 1000°C. L'intérêt de l'essai de torsion est qu'il permet d'atteindre de grandes déformations pour de fortes vitesses de déformation, ce qui est en fait un moyen pratique de simulation du forgeage.

MATERIAU ET CONDITIONS EXPERIMENTALES

Les essais de torsion ont été effectués sur des aciers XC08, XC42 et au chrome du type 100C6 dont les compositions chimiques sont données dans le tableau 1.

A l'état de livraison (Fig. 1), l'acier 100C6 présente une structure ferritique contenant de nombreux carbures intergranulaires ou intragranulaires, de nature (Fe, Cr)₃C. Les carbures de taille intermédiaire sont localisés sur les joints de grains alors que les gros carbures, sensiblement sphériques, sont préférentiellement dans les grains de ferrite.

Les essais de torsion sur ces alliages (Tab. 2) ont été effectués pour une gamme de vitesses de déformation variant de 5 à 30 s⁻¹ pour l'acier 100C6 et 30 s⁻¹ pour les autres aciers, dans le domaine des températures comprises entre 300 et 1000°C. Les essais ont été menés jusqu'à rupture des éprouvettes.

Acier	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al
XC08	0.05	0.11	0.31	0.09	0.04	0.05	0.05	0.02	0.10	0.017
XC42	0.42	0.23	0.72	0.026	0.031	0.15	0.03	0.01	0.03	0.045
100C6	0.98	0.28	0.36	0.018	0.021	1.51	0.02	0.02	Trace	0.005

Tableau 1: Composition des aciers (% masse).

R (mm)	L (mm)	N (tr/min)	ε (s ⁻¹)	T (°C)									
				300	400	500	600	700	750	800	850	900	1000
3	13,6	375	5	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
3	13,6	750	10	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
3	9	750	15	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X
3	9	1500	30	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X

Tableau 2: Conditions expérimentales des essais de torsion.

Lors de nos essais, les éprouvettes ont été chauffées avec une vitesse de 105°C/s jusqu'à 700°C et de 8°C/s jusqu'à la température de l'essai. La température de l'essai étant atteinte, l'éprouvette est maintenue 120 secondes à cette température avant l'essai de torsion.

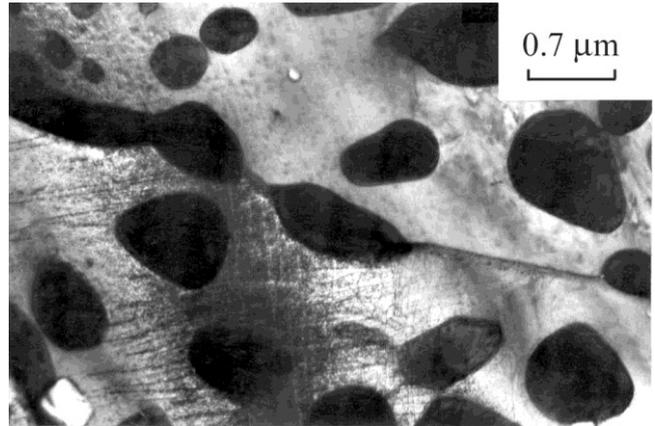


Figure 1: Structure initiale de l'acier 100C6.

RESULTATS ET DISCUSSION

Les courbes expérimentales pour les vitesses de déformation de 5, 10, 15 et 30 s⁻¹ sont représentées sur la figure 2. En ce qui concerne les températures initiales des essais, elles correspondent de haut en bas aux valeurs décroissantes du couple maximum mesuré.

Pour plus de commodité, nous avons examiné les courbes traduisant la variation du couple en fonction du nombre de tours (Γ= f(N)) (Fig. 2) en scindant la gamme de températures en deux domaines:

Dans le domaine de température 300-800°C

Le couple Γ croît jusqu'à un certain nombre de tours (déformation) qui est d'autant plus grand que la vitesse est élevée. Dans tous les cas, la rupture intervient pour un nombre de tours compris entre 1,5 et 6 et ceci en fonction de l'évolution de la vitesse de déformation:

- Dans l'intervalle de température 300-500°C, nous constatons sur les courbes expérimentales, que le couple est d'autant plus élevé que la vitesse de déformation est faible et que la température est basse; cette évolution particulière est attribuée, d'après [10, 11, 12], à la fragilité au bleu de la ferrite. Ce phénomène résulte essentiellement des interactions entre les dislocations et les atomes en insertion dans le réseau cubique centré de la ferrite. Ce mécanisme se produit seulement après un vieillissement au cours duquel les interstitiels ont pu migrer vers les dislocations et ainsi les empêcher de se déplacer. Le désancrage de ces dislocations nécessite un couple (une contrainte) supérieur qui se traduit sur les courbes par un maximum. Lorsque les dislocations sont

débloquées, elles se déplacent à nouveau sous l'action de couple (contrainte) plus faible. Ce domaine de fragilité au bleu, est appelé *domaine de vieillissement dynamique de la ferrite*.

- Pour les températures de 700 et 750°C et des vitesses de

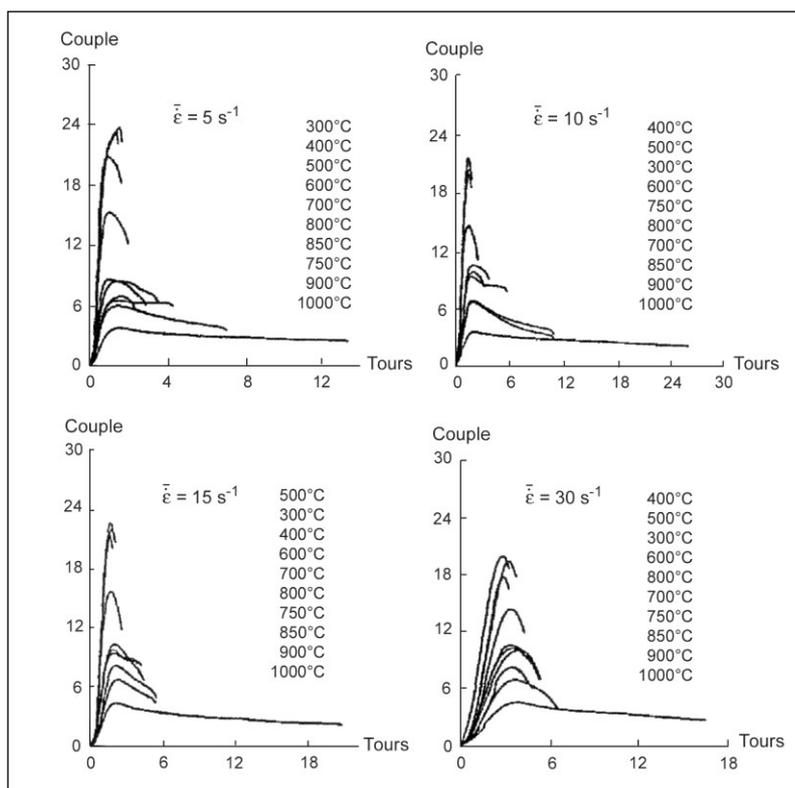


Figure 2: Variation du couple $\Gamma = f(N)$, pour différentes vitesses de déformation et températures d'essai (N : nombre de tours jusqu'à rupture).

déformation allant de 5 à 30 s⁻¹, la majeure partie des courbes présente une période transitoire puis un pseudo palier de régime stationnaire alors que, pour les mêmes vitesses de déformation à 800°C, les courbes présentent une période transitoire très prononcée sans palier de régime.

Après le maximum du couple, nous observons une décroissance du couple en fonction de la déformation; puis, ce dernier se fixe à une valeur constante pour les températures d'essai de 700 et 750°C. Le maximum du couple, dans ce cas, est lié à l'apparition et à la progression de la restauration dynamique pendant la déformation. Le grain γ obtenu dans l'état de régime, c'est-à-dire lorsque le couple reste constant pendant la déformation, est d'autant plus fin que la vitesse de déformation est élevée et que la température est basse. Ceci est en bon accord avec la littérature [13, 14]. L'établissement d'un régime stationnaire (c'est-à-dire lorsque le couple Γ devient presque constant) provoque un état d'équilibre dynamique pour lequel la structure évolue selon la vitesse de déformation et la température [15]. A l'échelle microscopique, un tel état se traduit par un équilibre entre la création de dislocations due à la déformation (écrouissage) et le réarrangement de ces dislocations (adoucissement). En effet, le processus d'adoucissement intervenant à ces températures dans le cas de l'acier 100C6 est la restauration dynamique. Cette dernière est caractéristique des matériaux à forte énergie de défaut d'empilement (de l'ordre de quelque 10⁻¹ J/m²), tels que le fer α et les aciers ferritiques. Elle résulte d'un équilibre entre l'écrouissage dû à la création de dislocations et la restauration qui est un réarrangement, voire une

annihilation progressive des dislocations. La densité de dislocations reste constante lorsque le régime stationnaire est atteint. Selon Tegart [16], ce processus conduit, pour des faibles déformations, à une structure constituée de sous-grains séparés par des sous-joints.

Les courbes obtenues à la température d'essai de 800°C, traduisent une recristallisation dynamique progressive [17] de l'austénite. Cet effet est dû à la présence des gros carbures alliés (Fe,Cr)₃C dans l'austénite. La recristallisation dynamique est le processus prédominant dans le cas des matériaux à faible énergie d'empilement (de l'ordre de 10⁻² J/m²), tels que le fer γ des aciers austénitiques. Ce processus résulte d'un équilibre qui se produit entre l'écrouissage provoqué par la création des dislocations et la recristallisation qui entraîne une annihilation collective et discontinue des dislocations, telle que la densité de dislocation reste constante durant le régime stationnaire. Lors de la déformation à cette température, l'écrouissage de l'austénite induit non seulement des phénomènes de recristallisation, mais aussi une certaine accélération de la mise en solution des carbures alliés (Fe,Cr)₃C dans l'austénite. Ces mécanismes (recristallisation et mise en solution des carbures) peuvent avoir lieu

simultanément [14, 18].

La présence des carbures non dissous et la teneur en carbone élevée dans l'austénite, limitent la capacité de déformation de l'acier 100C6; il n'est pas possible d'atteindre une déformation suffisamment élevée.

Dans l'intervalle de températures 850-1000°C

Le couple croît jusqu'à une déformation (en nombre de tours) comprise entre 1 et 1,2; il décroît ensuite légèrement puis tend vers un palier marqué par des oscillations dues à la compétition entre les mécanismes d'écrouissage et d'adoucissement.

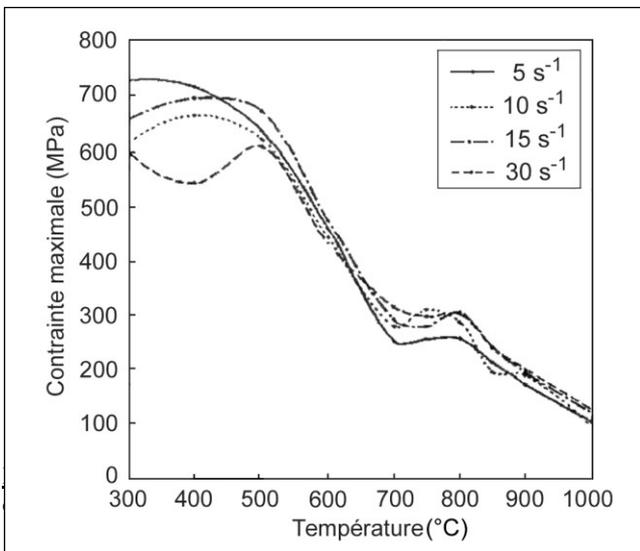
Selon G. Sainfort [19], à chaque maximum du couple est associé un début de recristallisation qui provoque l'adoucissement. Ce stade est suivi d'un durcissement correspondant à la consolidation des nouveaux grains. Puis le cycle "recristallisation dynamique - consolidation" se répète jusqu'à la rupture du matériau.

A partir de 1000°C et pour toutes les vitesses de déformation, les courbes présentent un palier de régime stationnaire. L'établissement de ce régime résulte d'un état d'équilibre dynamique entre l'écrouissage et la recristallisation. Aux faibles déformations, les joints de grains austénitiques sont perturbés [17] (austénite écrouie); mais, au fur et à mesure que la déformation augmente jusqu'à ce que le maximum du couple soit atteint, la recristallisation se manifeste: de nouveaux grains germent sur les anciens grains déformés; cette recristallisation progresse pendant la déformation, pour donner naissance, sur le palier de régime, à des grains quasi équiaxes.

Il est à noter, que le coefficient de consolidation ($d\Gamma/dN$ ou $d\sigma/d\varepsilon$) diminue au fur et à mesure que la température augmente mais qu'il reste pratiquement constant dans les domaines de températures (300-600°C), (700-800°C) et (850-1000°C). Ces domaines correspondent respectivement aux états structuraux: (α + carbures), ($\alpha + \gamma$ + carbures) et (γ + carbures).

ANALYSE DE LA CONTRAINTE MAXIMALE

En général, la contrainte maximale diminue en fonction de la température croissante, mais cette décroissance est plus ou moins rapide, ce qui permet de définir différents domaines de température pour la mise en forme [10]. Nous avons examiné les courbes de la figure 3 en scindant la gamme de température en quatre domaines:



1. Examen des courbes entre 300-500°C

Dans ce domaine de températures, la contrainte est sensible à la vitesse de déformation et passe par un maximum situé à une température d'autant plus élevée que la vitesse de déformation augmente. Ainsi, à basse vitesse de déformation (5 s^{-1}), l'extremum de contrainte est situé à une température voisine de 400°C et il atteint des niveaux élevés (700 MPa). Par contre, à la vitesse de déformation de 30 s^{-1} , il se situe à une température voisine de 500°C et atteint des valeurs plus faibles (600 MPa). Cette remontée de la contrainte dans ce domaine de température est attribuée, au vieillissement dynamique de la ferrite [10, 11, 12].

2. Examen des courbes entre 500-700°C

Dans cet intervalle de températures, la variation de la contrainte est très importante pour toutes les vitesses de déformation considérées. Dans ce domaine, seule la température exerce une influence sensible sur la contrainte, l'élévation de la température favorisant les glissements déviés qui permettent aux dislocations d'éviter les obstacles (tels que les carbures dispersés dans la phase α) et de s'échapper des empilements [19, 20]. Ces phénomènes

expliquent la forte décroissance quasi linéaire de la contrainte maximale.

3. Examen des courbes entre 700-800°C

A ces températures, la contrainte est peu sensible, aussi bien à la vitesse de déformation qu'à la température. Ce comportement s'explique par la nature et la proportion des phases en présence: en effet, ce domaine de température correspond à l'apparition de l'austénite. La résistance du mélange biphasé obéit en première approximation à la loi des mélanges. A une même température, l'austénite (structure CFC) est plus résistante à la déformation que la ferrite (structure CC); lorsque la température s'élève, l'adoucissement de la ferrite est compensé par l'augmentation de la fraction volumique d'austénite.

4. Examen des courbes entre 800-1000°C

Dans ce domaine de température, la décroissance quasi linéaire de la contrainte est moins accentuée que dans le domaine de température 500-700°C; Elle ne varie que très peu en fonction de la vitesse de déformation croissante. Ce comportement est attribué aux mécanismes de montée des dislocations et à la recristallisation dynamique de la phase γ .

ANALYSE DE LA DEFORMATION A RUPTURE

L'examen des courbes de la figure 4 montre l'existence de deux domaines de températures pour lesquels la déformation à la rupture est très différente.

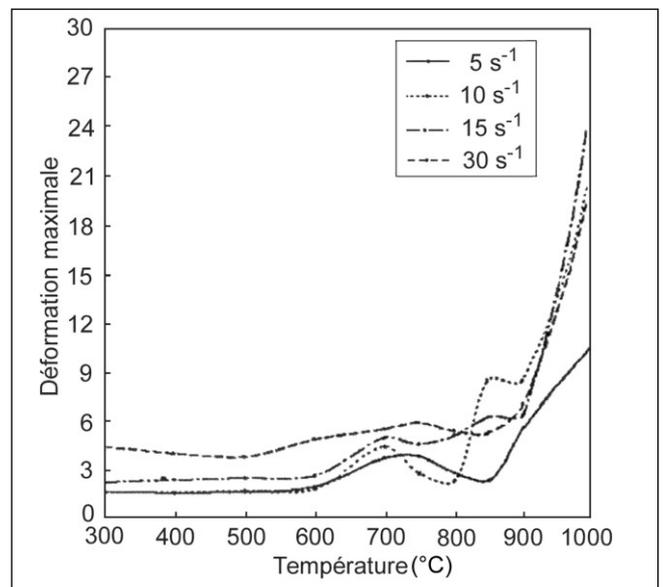


Figure 4: Variation de la déformation maximale $\varepsilon_{\max} = f(T)$, pour différentes vitesses de déformation (T: températures de l'essai).

1. Domaine de température 300-850°C

Dans cet intervalle, l'aptitude à la déformation plastique est limitée, mais le taux de déformation est sensible à la vitesse de déformation. La faible ductilité dans le domaine de température 300-500°C est due aux interactions entre les dislocations et les carbures les plus petits. Elles provoquent une augmentation considérable des contraintes locales dans

le matériau et conduisent à un endommagement de l'acier. Ce phénomène a été observé sur les échantillons détériorés lors des essais de torsion. Par contre, nous remarquons une certaine évolution des valeurs de la déformation maximale dans l'intervalle de température 600-800°C: cette évolution de la déformation à rupture traduit le comportement de la structure biphasée (α + carbures) ou (γ + carbures) de l'alliage 100C6, ainsi que les processus d'adoucissement qui se manifestent au cours de la déformation. Les structures (α + carbures) et (γ + carbures) présentent une faible plasticité transitoire de transformation.

2. Domaine de température 850-1000°C

Le taux de déformation croît rapidement et atteint des valeurs importantes. Quelle que soit la température, l'aptitude à la déformation est d'autant plus élevée que la vitesse de déformation l'est elle-même. Cette augmentation de la capacité de déformation est attribuée à la recristallisation dynamique de la phase γ qui est fonction des conditions d'essai (vitesse de déformation et température) et de la taille initiale des grains austénitiques.

INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE SUR LA DUCTILITE DES ACIERS

Les résultats de ductilité et de déformation à rupture en fonction de la température, sont reportés sur la figure 5 pour les trois nuances (100C6, XC 42, XC 08). Nous avons tracé ces courbes uniquement pour des températures variant entre 500 et 1000°C et pour une seule vitesse de déformation égale à 30 s⁻¹.

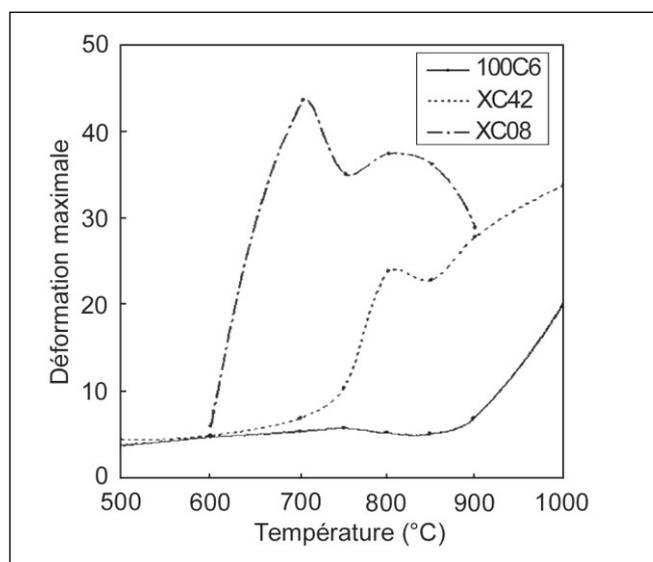


Figure 5: Variation de la déformation maximale $\varepsilon_{\max} = f(T)$, pour différentes nuances (T : températures de l'essai (°C), $\dot{\varepsilon} = 30 \text{ s}^{-1}$).

L'allure des courbes des aciers hypoeutectoïdes (XC 42, XC 08) est nettement différente de celle correspondant à l'acier hypereutectoïde (100C6). Le maximum de la déformation est localisé à 700°C dans le cas de l'acier XC08, et à 800°C dans le cas de l'acier XC 42. Par contre, pour l'acier 100C6, nous constatons l'absence d'un tel

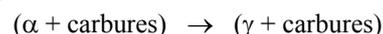
maximum.

Nous constatons que la capacité de déformation relative à chaque nuance est fonction de la concentration nominale en carbone. Bien que l'acier XC 08 présente une ductilité supérieure à celle des deux autres nuances étudiées, la ductilité de l'acier XC 42 n'en est pas pour autant réduite; elle semble au contraire s'améliorer particulièrement dans le domaine intercritique (740 °C et 790°C).

Les essais de torsion effectués sur les différentes nuances ont permis de montrer que, pour les températures comprises entre A_{c1} et A_{c3} (725°C et 875°C dans le cas de l'acier XC08), la capacité de déformation est particulièrement sensible à la température ainsi qu'à la teneur en carbone de l'alliage, ce qui est clairement mis en évidence par la figure 5. En effet, dans le domaine de température où coexistent les phases α et γ , la capacité de déformation augmente. Ces constatations montrent bien que l'existence d'une structure biphasée ($\alpha + \gamma$) et l'évolution de la proportion des phases en présence conduisent à une plasticité transitoire qui provoque une augmentation de la ductilité des matériaux (aciers hypoeutectoïdes: XC08 et XC42). Par contre, pour les températures comprises entre A_{c1} et A_{cm} (740°C et 770°C), l'absence d'un domaine biphasé (acier hypereutectoïde: 100C6) se traduit par une faible augmentation du taux de déformation dans le domaine de température intercritique dynamique.

CONCLUSION

L'aptitude à la déformation de l'acier 100C6 reste limitée dans le domaine de température 300-850°C, mais le taux de déformation maximal est sensible à la vitesse de déformation. Dans l'intervalle de température 600-800°C, nous remarquons une très faible augmentation de la capacité de déformation qui est liée, d'une part aux évolutions successives:



et d'autre part à l'effet favorable de la restauration sur la ductilité.

Aux températures supérieures à 800°C, la déformation maximale croît rapidement avec la vitesse de déformation et la température, mais elle ne devient importante qu'à partir de 1000°C. A la température de 850°C, la capacité de déformation est encore limitée. La proportion élevée des carbures non dissous ralentit la recristallisation dynamique de la phase γ ; par contre, aux températures élevées (supérieures à 900°C), la mise en solution des carbures (Fe,Cr)₃C est très importante. Ceci favorise la recristallisation dynamique de l'austénite et conduit à une augmentation de la ductilité de l'acier.

L'absence de domaine biphasé ($\alpha + \gamma$), dans le cas de l'acier hypereutectoïde (100C6), justifie la faible augmentation de la ductilité dans le domaine des températures comprises entre 700 et 800°C. L'acier 100C6 a donc un comportement très différent de celui des aciers XC42 et XC08, qui présentent une ductilité bien supérieure à celle de l'acier 100C6. On peut donc conclure que la composition d'un acier conditionne son comportement thermomécanique.

L'interprétation de ces résultats est très délicate dans le domaine intercritique, car la contrainte et la déformation évoluent de manière très complexe. Seuls des essais réalisés en condition isotherme permettraient une approche plus simple des mécanismes élémentaires.

REFERENCES

- [1]- Bournicon C., *CETIM-Information*, 12, (1982), p. 72.
 [2]- Rossard C., Thèse Doctorat ès sciences, Paris, (1960).
 [3]- Rossard C., Fazan B., IRSID-CESSID, Metz (1968).
 [4]- Young-Won, (Y-W) Kim, *Acta Metal. Mater.*, Vol. 40, N° 6, p. 1121. (Année???)
 [5]- Bensaha R., Thèse docteur-Ingénieur, Nancy, (1987).
 [6]- Rossard C., *Rev. Métal.*, Mars, (1968), p. 481.
 [7]- Pierson G., Thèse Docteur INPL, Nancy, (1983).
 [8]- Diether U., *Journal of Mechanical Working Technology*, (1978), p. 207.
 [9]- Bensaha R., Metauer G., *Revue de Métal.*, Mars, (1994), p.489.
 [10]- P.E.R.A, Report 147. Production Engineering Research Association, England, (1965).
 [11]- Keegane J.W., *American machinist*, 10, (1965), p. 110.
 [12]- Husson J., *Métaux déformation*, 85, (1980), p. 57.
 [13]- Bensaha R., Metauer G., *Revue de Métal.*, Avril, (1994), p.639.
 [14]- Rothwell A.B., *Mém. Scient. Rev. Met.*, 69, n°6, (1970), p. 413.
 [15]- Montheillet F., Colloque de Métallurgie, Saclay, (1981), p. 57.
 [16]- Kean D.M., Sellars C.M. and Tegart Mc.G., Iron and steel Inst. Special report, 108, (1968), p.21.
 [17]- Lebon A., Rofes-Vernis J. et Rossard C., *Mém.Scient. Rev. Métal.*, LXX, n° 7-8, (1973), p.577.
 [18]- Cordea J.N., Hooek R.E, *Metal. Trans.* 1, Janvier, (1970), p. 111.
 [19]- Sainfort G., Ecole d'été de métallurgie physique, Carry-le-Rouet, 20 – 28, septembre1994.
 [20]- Bailley J. and Hirsh Y., *Proc. Roy. Soc. (A)*, 267, (1973), p.11. □