

Modélisation thermométallurgique appliquée au soudage laser des aciers

Christophe Grignon^{a*}, Eric Petitpas^a, Robert Perinet^b, Jean Condoure^c

^a Giat Industries, Division des Systèmes d'Armes et de Munitions, Direction Technique, Centre de Recherche et d'Etudes Technologiques, 7, route de Guerry, 18023 Bourges cedex, France

^b Giat Industries, Division des Systèmes Blindés, B.P. 504, 42328 Roanne, France

^c Giat Industries, Centre de Recherches et d'Etudes Technologiques, 2, rue Alsace Lorraine, B.P. 1450, 65014 Tarbes cedex, France

(Reçu le 22 février 1999, accepté le 8 septembre 2000)

Abstract — Thermometallurgical modeling applied to laser welding of steels. The thermal modeling of a structure whose local composition depends on temperature requires the coupled resolution of the heat conduction equation and the equations describing the transformation kinetics of the phases constituting the base material. SYSWELD+ code, which permits this coupled solution, has been applied to the modeling of the welding of steel under LASER beam. The aim is to reach the local and instantaneous temperatures, phases proportions and strains generated by such a severe process. The simulation has been completed with experimental investigations (thermal evolutions, residual strain, structural microographies, H.A.Z., etc.). The good accordance observed between the calculation and the experimental results gives the model an interesting behaviour for the prediction of industrial devices involving heat treatments (welding being an example). © 2001 Éditions scientifiques et médicales Elsevier SAS

metallurgy / transformation kinetics / thermal modeling / change of state / LASER / temperature measurement

Résumé — La modélisation thermique d'une structure dont la composition locale dépend de la température nécessite la résolution couplée de l'équation de la conduction thermique et des équations traduisant les cinétiques de transformation des phases constituant le matériau de base. Le code SYSWELD+, permettant cette résolution couplée, a été utilisé pour la modélisation du soudage LASER dans le but d'accéder, localement et à tout instant, aux températures, aux proportions des différentes phases et aux déformations engendrées par une telle sollicitation thermique. Cette démarche a été complétée par des investigations expérimentales (thermogrammes, micrographies structurales, Z.A.T., ...). On observe une bonne correspondance entre calculs et expérience, conférant à l'outil de simulation un comportement prédictif intéressant et exploitable pour des procédés industriels de traitements thermiques (dont le soudage est un cas particulier). © 2001 Éditions scientifiques et médicales Elsevier SAS

métallurgie / cinétique de transformation / modélisation thermique / changement d'état / LASER / mesure de température

Nomenclature

$Ac1$	température de début d'austénitisation		p	proportion de phase	
$Ac3$	température de fin d'austénitisation		Q	source de chaleur interne	$W \cdot m^{-3}$
C	capacité thermique massique de mélange	$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	t	temps	s
c_i	capacité thermique massique de la phase i	$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$	T	température	K
G	grandeur locale de mélange		x	abscisse transversale à partir du plan de jonction	m
g_i	grandeur locale de la phase i		y	cote verticale à partir du plan inférieur de l'éprouvette	m
H	enthalpie volumique de mélange	$J \cdot m^{-3}$	<i>Symboles grecs</i>		
h_i	enthalpie volumique de la phase i	$J \cdot m^{-3}$	λ	conductivité thermique locale de mélange	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$
Ms	température de début de la transformation martensitique		λ_i	conductivité thermique locale de la phase i	$W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$
N	nombre de phases		ρ	masse volumique locale mélange	$kg \cdot m^{-3}$
			τ	temps caractéristique de transformation	s

* Correspondance et tirés à part.

Notations indicielles

éq à l'équilibre
i phase considérée

1. POSITION DU PROBLÈME

Nombreux sont les problèmes industriels où sont impliqués les transferts thermiques dans des milieux de composition fixe et indépendante de la température locale. Il en est d'autres pour lesquels la composition locale du matériau dépend de cette température. Citons, par exemple, les traitements thermiques des métaux au cours desquels on excite thermiquement leur surface de façon à modifier leurs propriétés mécaniques superficielles dans le but d'accroître leur résistance à l'usure [1]. Le phénomène est le suivant : la microstructure d'un acier est gouvernée par le cycle thermique subi localement par ce dernier. Au delà d'une certaine température se manifeste une transformation partielle ou totale (selon la durée de maintien) des phases métallurgiques initialement présentes en une phase de propriétés thermiques et mécaniques différentes (austénite). Au cours du refroidissement, cette phase formée au cours du chauffage va donner naissance à de nouvelles phases métallurgiques de propriétés thermiques et mécaniques encore différentes. La vitesse du refroidissement va conditionner la nature et la proportion des phases formées et, par conséquent, la dureté de la pièce. Il s'agit, par exemple, de la trempe superficielle pratiquée pour les soupapes de moteurs d'automobile. Si l'excitation thermique est de forte intensité, elle peut entraîner la fusion de l'acier (usinage [1, 4], soudage [1, 2, 11], ...).

La modélisation de ce type de problème nécessite la résolution simultanée (couplage) de l'équation de la chaleur avec les équations décrivant la cinétique de chacune des phases (relations entre proportion des différentes phases et la température locale instantanée). Des modèles analytiques calculant les champs de température dans la paroi existent mais ne quantifient pas les changements opérés sur le plan métallurgique lors de changements d'état [5–8, 12]. Pour ce faire, un outil numérique doit être utilisé. Le code SYSWELD+, développé par FRAMASOFT+CSI, a été utilisé pour modéliser le soudage LASER de deux pièces d'acier dans le but double d'accéder, à chaque instant du cycle de soudage et en tout point de la structure, aux proportions de phases métallurgiques et aux températures en particulier dans la zone affectée thermiquement (ZAT).

Le contenu de cet article s'articulera de la manière suivante. Après avoir exposé les bases expérimentales,

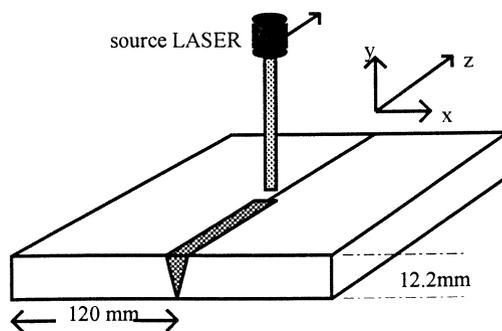


Figure 1. Configuration de soudage LASER.

Figure 1. LASER welding configuration.

nous décrirons la problématique de la modélisation d'un tel couplage. Nous examinerons ensuite le cas plus particulier du soudage laser des aciers en menant une analyse comparative entre résultats expérimentaux et résultats délivrés par le modèle.

2. DESCRIPTION DU MODE OPÉRATOIRE

On s'intéresse à l'assemblage par fusion de deux tôles d'acier de type 28NCD6 par soudage laser CO₂. Les dimensions des tôles sont les suivantes :

- épaisseur : 12,2 mm ;
- largeur : 120 mm dans la direction transverse à la direction de soudage (*figure 1*) ;
- longueur : 350 mm ;

Les paramètres de soudage sont les suivants :

- vitesse de soudage : 1 m·min⁻¹
- puissance de 13 kW (sortie source) soit une puissance d'irradiation incidente estimée à 10,8 kW compte tenu du rendement du chemin optique au sein du dispositif (principe décrit dans [9]).

3. INFORMATIONS EXPÉRIMENTALES RELEVÉES

L'origine du besoin (évaluation d'un logiciel de simulation du soudage du commerce en situation industrielle) a nécessité des mesures de températures, mais aussi des investigations d'ordre dimensionnel et métallurgique.

- Des mesures de température ont été réalisées au cours du cycle de soudage (*figures 3, 5–8*).

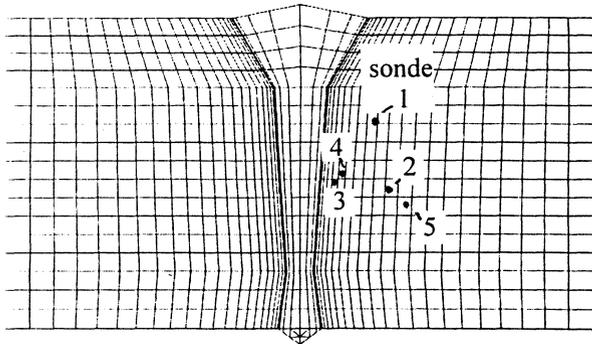


Figure 2. Maillage dans la zone du cordon et position des thermocouples.

Figure 2. Mesh in the molten area and thermocouples location.

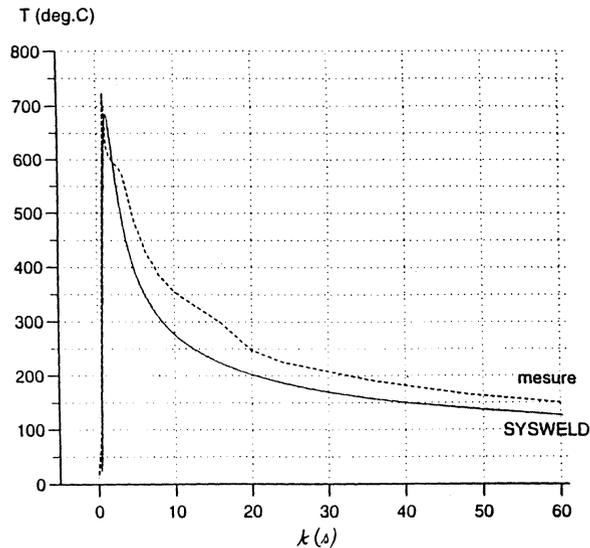


Figure 3. Évolution de température pour la sonde 1 (x, y) = (3 mm, 8,2 mm).

Figure 3. Temperature evolution for probe 1.

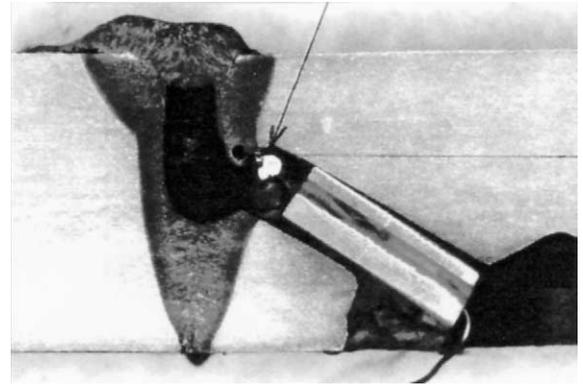


Figure 4. Localisation de la sonde 1.

Figure 4. Location of probe 1.

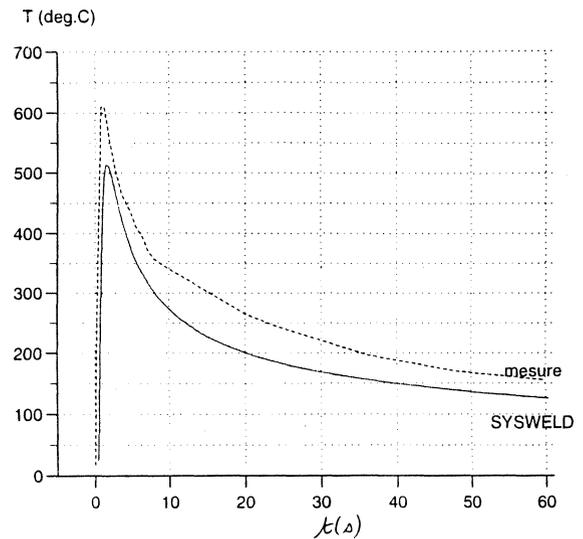


Figure 5. Évolution de température pour la sonde 2 (x, y) = (3,5 mm, 5,5 mm).

Figure 5. Temperature evolution for probe 2.

Des thermocouples de type K avec protection alumine ont été disposés au voisinage du joint en différentes sections le long du parcours du faisceau. Pour ce faire, des trous de diamètre 2,5 mm ont été réalisés et les thermocouples ont été soudés en fond de trou. La chaîne de mesure est constituée d'un enregistreur Sefram multivoie 8632 à compensation de soudure froide.

– A l'issue du cycle, des mesures de déformations résiduelles (distorsion angulaire de l'éprouvette), de retrait transversal (selon x) ont été réalisées.

– Des micrographies et macrographies du joint ont été conduites (figures 9 et 13 à 15).

4. MODÉLISATION DU COUPLAGE THERMIQUE / COMPOSITION LOCALE THERMIQUEMENT VARIABLE

4.1. Principe

Le modèle développé dans SYSWELD+ s'appuie sur la loi de mélange suivante [13] :

$$G = \sum_N p_i g_i \quad (1)$$

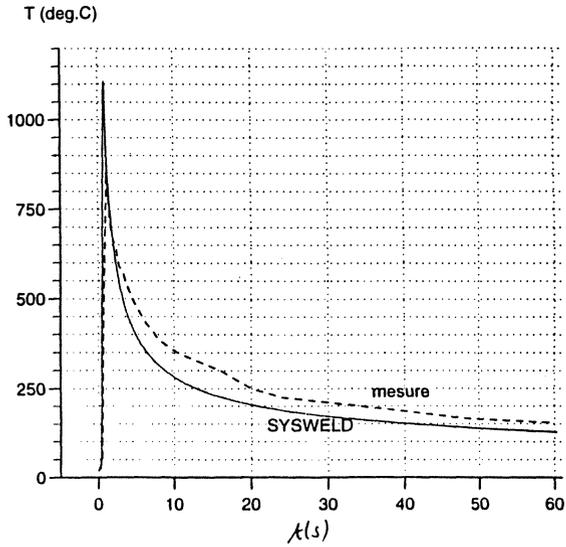


Figure 6. Évolution de température pour la sonde 3 (x, y) = (1,3 mm, 5,7 mm).

Figure 6. Temperature evolution for probe 3.

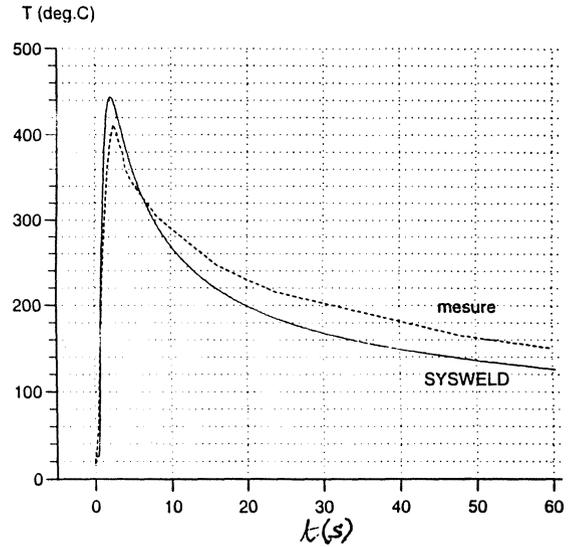


Figure 8. Évolution de température pour la sonde 5 (x, y) = (4,2 mm, 4,7 mm).

Figure 8. Temperature evolution for probe 5.

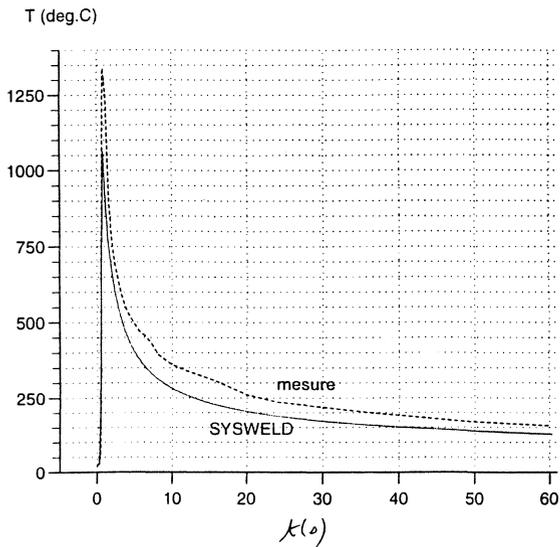


Figure 7. Évolution de température pour la sonde 4 (x, y) = (1,5 mm, 6 mm).

Figure 7. Temperature evolution for probe 4.

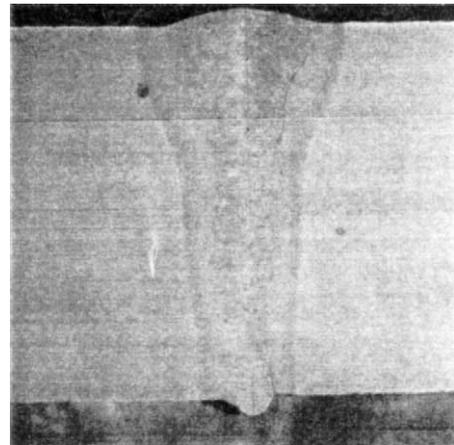


Figure 9. Macrographie de la ZAT.
Figure 9. Macrography of the HAZ.

Ces lois, une fois introduites dans l'équation de la conduction thermique :

$$\rho \frac{\partial H}{\partial t} - \text{div}[\lambda \text{ grad } T] - Q = 0 \quad (2)$$

conduisent finalement à :

$$\left[\sum_N p_i (\rho_i c_i) \right] \frac{\partial T}{\partial t} - \text{div} \left[\left(\sum_N p_i \lambda_i \right) \text{ grad } T \right] - Q + \sum_N \frac{\partial p_i}{\partial t} (\rho_i h_i) = 0 \quad (3)$$

avec $g_i = c_i, \lambda_i$, ou h_i et $G = C, \lambda$, ou H , respectivement.

Si la loi de mélange est adaptée pour le calcul de C , elle conduit généralement à une surestimation de la conductivité thermique.

Par ailleurs, les cinétiques des transformations métallurgiques permettent d'écrire :

$$\frac{dp_i}{dt} = f\left(T, \frac{dT}{dt}, p_i\right) \quad (4)$$

Ces deux dernières équations démontrent bien l'interdépendance entre la thermique et la métallurgie qui ne peuvent être résolues que de façon couplée. La résolution spatiale est assurée par éléments finis et la résolution temporelle par intégration implicite.

4.2. Les cinétiques métallurgiques

Dans le cas des aciers, la relation mathématique entre p_i , dp_i/dt et T est déduite de l'exploitation graphique du diagramme TRC de l'acier considéré qui précise, pour différentes vitesses de refroidissement locales, les proportions de phases formées au cours du refroidissement à partir de l'état austénitique.

Au chauffage, la cinétique de l'austénitisation est donnée par la loi suivante :

$$\frac{dp}{dt} = \frac{p_{eq}(T) - p}{\tau(T)} \quad (5)$$

qui peut également s'écrire :

$$\frac{dp}{dT} = \frac{p_{eq}(T) - p}{(dT/dt)\tau(T)} \quad (6)$$

Pour différentes vitesses d'échauffement, il s'agit donc de déterminer l'évolution de la proportion d'austénite p avec la température et la vitesse d'échauffement en déterminant le temps caractéristique de transformation τ compte tenu du fait que :

- pour les vitesses d'échauffement très faibles, $p(T, dT/dt) = 0$ au plus tôt pour $T = (Ac1)_{\dot{\epsilon}_q}$ et $p(T, dT/dt) = 1$ au plus tôt pour $T = (Ac3)_{\dot{\epsilon}_q}$
- pour les vitesses d'échauffement très élevées, $p(T, dT/dt) = 1$ au plus tard lorsque la température est égale à la température de fusion.

En effet, les températures de début et de fin d'austénitisation $Ac1$ et $Ac3$ sont connues à l'équilibre (conditions assurant à chaque instant l'homogénéité thermique) : $(Ac1)_{\dot{\epsilon}_q}$ et $(Ac3)_{\dot{\epsilon}_q}$ sont données par le diagramme TRC et correspondent à des vitesses d'échauffement très faibles. Lorsque la vitesse d'échauffement augmente, l'austénitisation est retardée : $Ac1$ et $Ac3$ deviennent supérieures à leur valeur d'équilibre. Les courbes $Ac1 = f(dT/dt)$ et $Ac3 = f(dT/dt)$ peuvent en général être obtenues par

essai de dilatométrie ; or, ces essais ne dépassent généralement pas des vitesses de chauffage de $300 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$. Ce qui signifie que la connaissance de leur évolution est pratiquement impossible dans le cas du soudage laser où les vitesses de chauffage sont bien supérieures.

Au refroidissement, deux transformations sont à distinguer :

- transformations bainitique ou ferrito-perlitique obtenues pour des refroidissements modérés (*figure 10*) décrite par la loi de Leblond :

$$\frac{dp}{dt} = \frac{p_{eq}(T) - p}{\tau(T)} f\left(\frac{dT}{dt}\right) \quad (7)$$

Comme pour l'austénitisation, il s'agit de déterminer τ mais aussi d'ajuster une fonction de la vitesse de refroidissement $f(dT/dt)$ pour assurer l'obtention des proportions de phases fournies par le TRC aux vitesses de refroidissement indiquées.

- transformation martensitique obtenue pour les refroidissements les plus rapides.

La cinétique relative à la transformation martensitique est donnée par la loi de Koistinen–Marburger :

$$p(T) = 1 - e^{-0,011(Ms-T)} \quad (\text{pour } T < Ms) \quad (8)$$

La modélisation complète d'un procédé de soudage doit également traiter des incidences mécaniques des changements thermométallurgiques intervenus. Un calcul mécanique est alors réalisé de façon découplée et fournit les caractéristiques mécaniques du joint dont la connaissance est indispensable pour tout dimensionnement de structure (dureté, état de contrainte résiduel, limite élastique, déformations résiduelles, ...).

5. MODÉLISATION DU SOUDAGE LASER

5.1. Choix du modèle

Un objectif de notre travail est la détermination des déformations résiduelles obtenues à l'issue du cycle de soudage. Sans détailler le calcul mécanique dont la présentation mathématique peut difficilement être envisagée de façon concise, précisons toutefois certains aspects relatifs à sa mise en oeuvre. La modélisation mécanique découplée admet en entrée les températures et proportions de phases calculées lors du calcul thermométallurgique. Le niveau d'exigence d'une telle modélisation non linéaire (élastoplasticité, ...) en fait le calcul fortement

TABLEAU I / TABLE I
Conductivité des phases métallurgiques (martensite et austénite).
Conductivity of martensite and austenite.

T (°C)	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
λ ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	36	37	38	38	37.3	36.5	33.4	30	29	30	31

TABLEAU II / TABLE II
Capacité thermique massique de la martensite et de l'austénite.
Specific heat of martensite and austenite.

T (°C)	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	1450
C_p ($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	460	490	523	565	630	690	754	810	715	586	625	780

limitant en termes de temps de calcul d'un cycle de soudage. C'est ainsi que la partie mécanique conduit à des restrictions sur le plan de l'élaboration du modèle pour s'adapter aux possibilités matérielles (temps de calcul) particulièrement en situation industrielle. Pour les problèmes complexes, on est donc souvent contraint d'adopter une modélisation 2D au détriment d'une modélisation 3D pourtant justifiée par la physique.

La modélisation du soudage laser est dans ce cas. Pour être correctement représentés dans les 3 directions de l'espace, les gradients thermiques sévères exigent un raffinement local de maillage important. En particulier, dans la direction de soudage, une bonne représentation des gradients sur toute la distance de soudage exigerait un maillage raffiné dans cette direction; pour notre problème, un calcul mécanique 3D, pour lequel une résolution fortement non linéaire s'impose, conduirait à des temps de calcul rédhibitoires. Pour cette raison, le modèle adopté est bidimensionnel plan et, à ce titre, est donc une représentation simplifiée de notre problème 3D à source mobile. Le maillage éléments finis 2D dans la zone du joint est illustré en *figure 2*.

5.2. Données nécessaires

Une simulation complète d'un procédé de soudage requiert un nombre important de données thermiques, métallurgiques et mécaniques souvent difficiles à connaître car elles exigent des caractérisations multiples pour chaque phase :

– *conductivité thermique et capacité thermique massique* des différentes phases métallurgiques (*tableaux I et II*)

TABLEAU III / TABLE III
Coefficients de dilatation thermique des phases métallurgiques (martensite et austénite).
Thermal expansion coefficient of martensite and austenite.

T (°C)	α (K^{-1})
martensite	$1.56 \cdot 10^{-5}$
austénite	$2.22 \cdot 10^{-5}$

– *diagramme TRC* de l'acier; il traduit les proportions de phases formées au refroidissement en fonction de la vitesse de refroidissement et, par conséquent, les cinétiques des transformations métallurgiques hors équilibre

– *distributions métallurgique et thermique initiales*.

L'acier étudié est initialement de type martensitique revenu.

– *caractéristiques mécaniques de chaque phase* (module de Young, coefficient de Poisson, limite élastique, coefficient de dilatation) (*tableaux III à VI*). Le coefficient de Poisson est de 0,3 pour toutes les phases en présence.

– *conditions limites thermiques et mécaniques*; les tôles ne sont pas bridées mécaniquement pendant l'opération de soudage. Par ailleurs, l'absence de contacts physiques (appuis) dans les sections de calcul permet de considérer des conditions de convection libre sur la périphérie.

5.3. Modélisation de la sollicitation thermique

L'outil de simulation devant répondre à un besoin industriel, le modèle de la source doit se situer dans un contexte d'utilisation prédictive de l'outil afin de réduire

TABLEAU IV / TABLE IV
Limite élastique de la martensite revenue (état de livraison).
Yield stress of re-heated martensite.

T (°C)	0	100	200	300	400	500	600	700
σ_e (MPa)	395	352	309	266	223	180	137	94

TABLEAU V / TABLE V
Limite élastique de la martensite brute de trempe.
Yield stress of tempered martensite.

T (°C)	0	100	200	300	400	500
σ_e (MPa)	1520	1412	1284	1156	1028	902

TABLEAU VI / TABLE VI
Limite élastique de l'austénite.
Yield stress of austenite.

T (°C)	0	100	200	300	400	500	600
σ_e (MPa)	43.9	67.3	80.6	85.4	83.3	76.2	65.6

à un minimum les investigations expérimentales préalables destinées à le recalculer avant de simuler un processus complet. Il est toutefois difficile de s'en passer totalement car un modèle, même élaboré, ne pourra se substituer à une démarche de "réglage" d'une procédure de soudage (réglage de la distance focale, qualité de focalisation, puissance, vitesse, ...) qui doit être optimisée sur machine.

La source peut être traitée en tant que condition limite. Il s'agit alors d'être en mesure de modéliser les courants de convection au sein du bain fondu. Cette voie est complexe et exigeante (connaissance des propriétés hydrodynamiques du métal fondu). Elle peut, à ce titre, faire craindre le besoin d'être adaptée par le biais d'investigations expérimentales préalables contraignantes (mesures de températures intrusives par exemple). Elle nécessiterait notamment la prise en compte des variations importantes de l'absorptivité de la surface irradiée dont la connaissance est importante pour l'évaluation du flux effectif entrant (phénomène d'emballage thermique décrit par [14]).

Notre choix se porte plutôt sur un modèle plus simple et applicable à toute configuration de soudage laser moyennant la seule connaissance de la zone fondue géométriquement (peu contraignant en pratique car d'accès facile lors de l'opération de réglage par exemple). La source n'est alors pas modélisée en termes de condition

limite mais de façon volumique par un maintien de la région fondue uniformément à la température de fusion de l'acier pendant une durée compatible avec la vitesse de soudage. Bien que plus proche de la réalité, l'utilisation d'une source volumique variable dans l'espace et le temps (qu'elle soit de type source interne Q ou température) aurait pu faire craindre le besoin d'un recalage préalable (au même titre que le modèle de type condition limite) par mesures de températures que nous jugeons trop contraignant en pratique.

Choix du profil de température imposée à la température de fusion :

La puissance incidente dans une direction radiale x d'un pulse laser s'exprime généralement par une gaussienne du type :

$$P(x) = P_0 e^{-x^2/\delta^2} \quad (9)$$

avec P_0 : puissance au centre du faisceau.

Ainsi, le point remarquable $x = \delta$ au sein du faisceau est souvent utilisé pour évaluer une source ou calibrer son effet sur un matériau [4, 7]. Par exemple, Sanders [7] utilise un papier thermo-sensible qui développe un changement de couleur lors du dépassement d'un seuil de température. L'auteur définit alors δ comme le rayon de la tâche sur le papier correspondant à P_0/e .

Notre choix du profil de température imposée à la zone fondue est inspiré de [7]. Un essai préalable d'irradiation sur un plexiglas d'épaisseur 25 mm par la source utilisée pour le soudage a conduit à une perforation tubulaire de rayon $x = 1,1$ mm. Par analogie avec [7], ce rayon constituera notre définition de δ .

La définition mathématique de la gaussienne conduisant à $P(x) = 0$ pour x infini, nous considérerons que la source n'irradie pas au delà de 3δ ($P(3\delta) = 1\% P_0$). Ainsi, la largeur du flux gaussien est de $6\delta = 6,6$ mm. Un point du matériau est donc, compte tenu de la vitesse de soudage ($1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$), irradié pendant 0,4 s. Ce temps constituera le temps de montée linéaire de la température imposée depuis la température initiale jusqu'à la température de fusion. Du fait de la surchauffe du bain, des températures supérieures à la température de fusion sont atteintes. Le modèle propose donc de compenser l'effet d'écrêtage produit par le fait que la température imposée dans le modèle ne dépasse pas la température de fusion par un maintien à cette température pendant une durée égale à 25% de la durée de montée soit 0,1 s. Parce qu'élémentaire, un tel modèle est sans nul doute perfectible mais nous nous interdirons, pour ne pas en faire un usage restreint à la configuration de soudage

étudiée, toute adaptation visant à assurer une correspondance optimale entre simulations et résultats expérimentaux. A l'aide de résultats expérimentaux, nous allons toutefois tenter de montrer que, avec la seule connaissance de la température de fusion et du rayon de la perforation tubulaire sur le plexiglas, le modèle permet néanmoins à l'industriel d'appréhender les aspects thermométallurgiques de façon satisfaisante.

6. VALIDATION EXPÉRIMENTALE

6.1. Evolutions thermiques au cours du cycle de soudage

Les comparaisons calculs/mesures pour les différents points de mesure sont présentées sur les figures 3, 5-8. Il ressort globalement une bonne correspondance entre les deux.

On note toutefois que les températures mesurées sont, pour les temps longs, supérieures au calcul SYSWELD+. Un des éléments pouvant expliquer ce phénomène, particulièrement aux temps longs, tient à la structure des thermocouples eux-mêmes. Leur conception implique en effet le remplacement du volume d'acier éliminé lors du perçage par des matériaux de comportement thermique très différent (soudure, air, gaines d'alumine). Le caractère intrusif des gaines d'alumine (moins conductrice que l'acier) conduit non seulement à des perturbations thermiques locales mais également au fait que les températures mesurées soient supérieures aux températures vraies (auto-perturbation des mesures intrusives). Il est difficile de quantifier cette majoration qui est une contribution à ce qu'il convient d'appeler erreur de mesure. Pour mieux quantifier cette cause d'erreur et les perturbations thermiques locales qu'elle engendre (déformations d'isothermes), on pourrait élaborer un modèle dans chaque section de mesure prenant en compte la présence de cette sonde (avec ses propriétés géométriques et thermiques) dans son environnement d'acier. Une illustration du caractère perturbateur des sondes sur la thermique locale peut avoir des conséquences importantes au niveau métallurgique. La sonde n°1 (figure 4) a en effet produit une déformation très importante de la ZAT et de la zone fondue.

Un autre élément pouvant justifier le fait la simulation minimise les températures tient au modèle de la source. Cette tendance pourrait être corrigée en augmentant la durée du plateau de température imposée à la température de fusion.

6.2. Identification géométrique de la ZAT

Une macrographie du joint, obtenue après coupe transversale, polissage et attaque chimique, a permis l'identification de la zone fondue et de la ZAT (figure 9).

La figure 10 illustre le lien entre "parcours" thermique local et transformation métallurgique éventuelle. Le diagramme TRC représenté établit, pour la nuance d'acier étudiée (chaque nuance possède son propre TRC) et pour

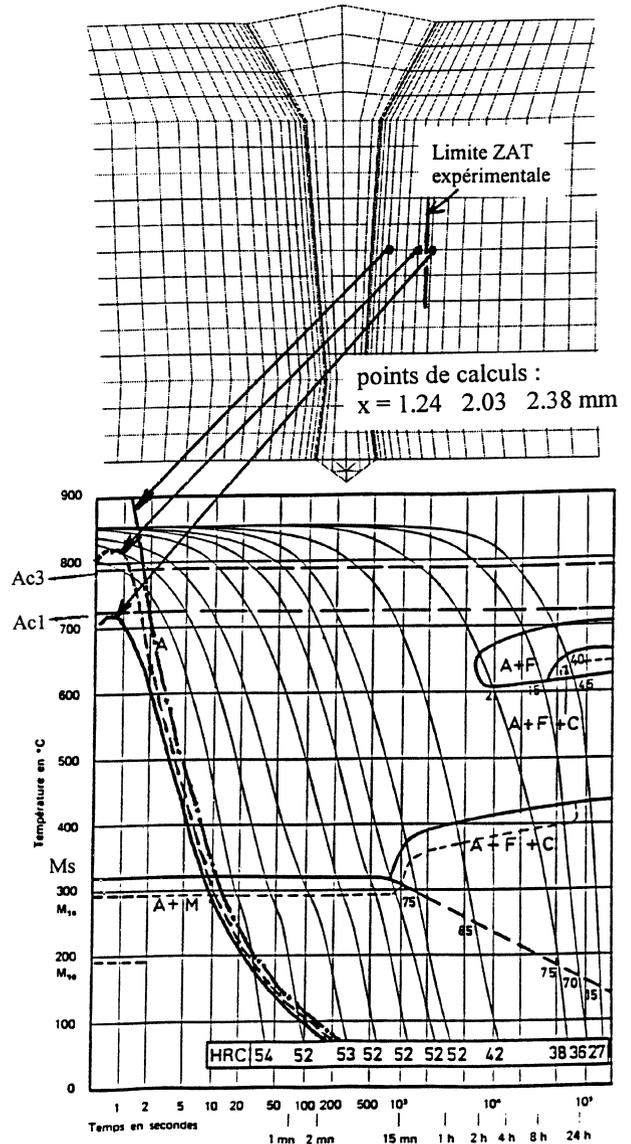


Figure 10. Diagramme TRC et ZAT.

Figure 10. CCT diagram and HAZ.

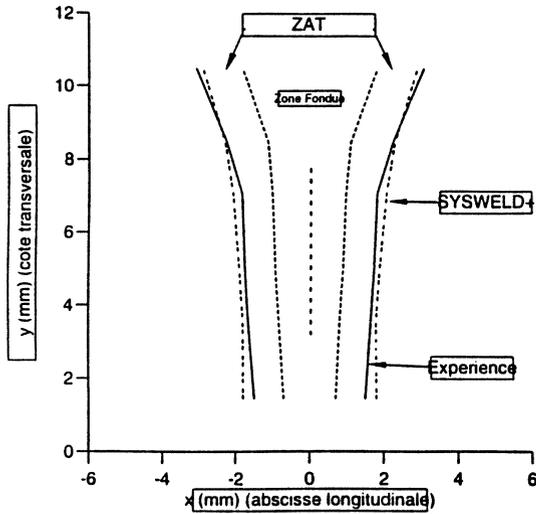


Figure 11. ZAT théorique et expérimentale.
Figure 11. Theoretical and experimental HAZ.

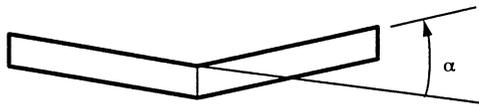


Figure 12. Distorsion angulaire résiduelle.
Figure 12. Residual angular distortion.

chaque point de la structure, la correspondance entre la température, la vitesse de refroidissement et la proportion de phase finale obtenue. Plusieurs lois de refroidissement sont représentées (onze au total) et traduisent ainsi un refroidissement lent pour celles situées le plus à droite et un refroidissement de plus en plus rapide pour celles situées à gauche. Chaque loi de refroidissement traverse un ou plusieurs domaines métallurgiques : par exemple, les lois de refroidissement les plus rapides ne traversent que le domaine martensitique repéré par A+M et conduiront ainsi, à partir d'un état austénitique, à une structure finale très fortement martensitique, donc très dure. Des refroidissements lents peuvent traverser le domaine ferritique (A+F), bainitique (A+F+C) puis martensitique — ferrite, bainite et martensite constitueront ainsi l'acier final —. Ce diagramme est traduit dans SYSWELD+ comme indiqué au 4.2.

Comme le montrent les trois évolutions de température calculées, notre configuration de soudage LASER implique donc des refroidissements rapides (figure 10). Il donne donc lieu à une formation très massive de martensite brute de trempe (figure 16). Les courbes de refroidissement brute de trempe (figure 16). Les courbes de refroidissement calculées permettent alors de repérer les points transformés au cours du cycle de soudage. La figure 11

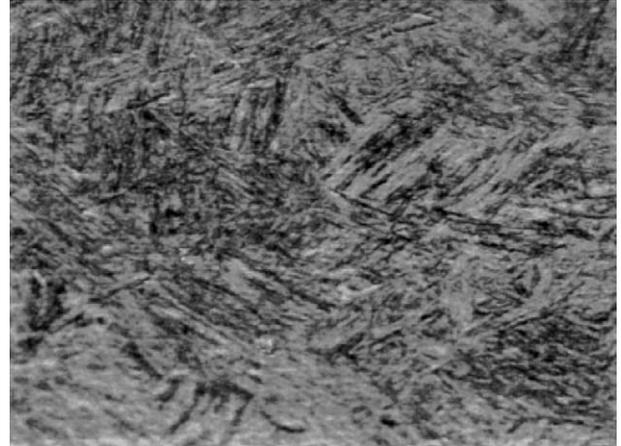


Figure 13. Micrographie à mi-épaisseur (x500), $x \sim 0,8$ mm.
Figure 13. Micrography at the middle thickness (x500), $x \sim 0.8$ mm.

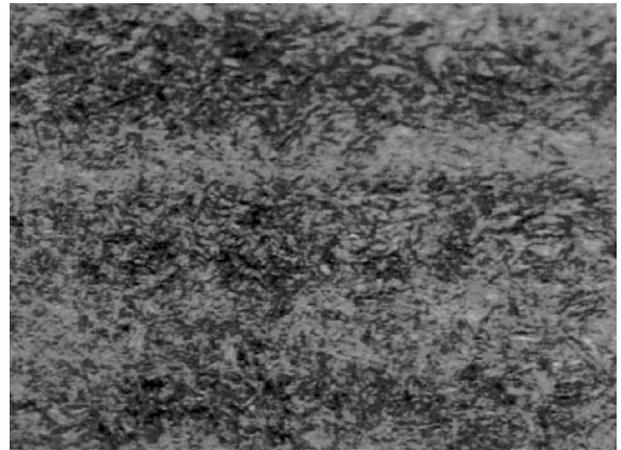


Figure 14. Micrographie à mi-épaisseur (x500), $x \sim 1,4$ mm.
Figure 14. Micrography at the middle thickness (x500), $x \sim 1.4$ mm.

représente, pour l'ensemble de la soudure, la ZAT expérimentale et la ZAT calculée. Le critère de la ZAT théorique est basé sur le dépassement de $(Ac1)_{\text{éq}}$ qui a pour effet de la rendre légèrement plus étendue que la ZAT réelle. Un gain de précision dans la comparaison aurait été apporté si la ZAT calculée avait été déterminée en relevant en chaque point la vitesse d'échauffement locale de sorte à tenir compte, en chaque point via la loi $Ac1 = f(T, dT/dt)$, du retard à l'austénitisation dû aux vitesses élevées.

Il est intéressant de noter que la ZAT calculée est plus étroite dans la partie supérieure que la ZAT expérimentale. Hormis l'imprécision de relevé de la ZAT expé-

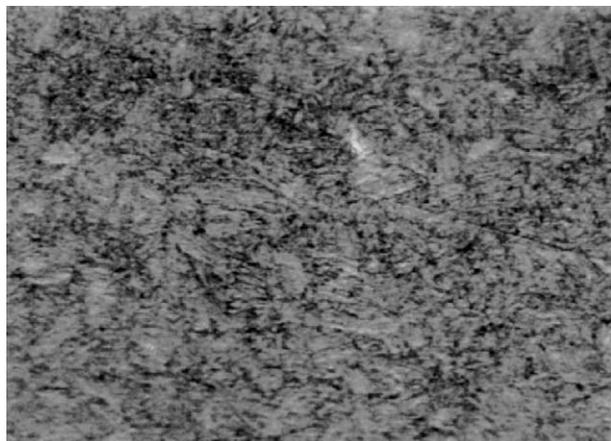


Figure 15. Micrographie à mi-épaisseur ($x500$), $x \sim 2$ mm.

Figure 15. Micrography at the middle thickness ($x500$), $x \sim 2$ mm.

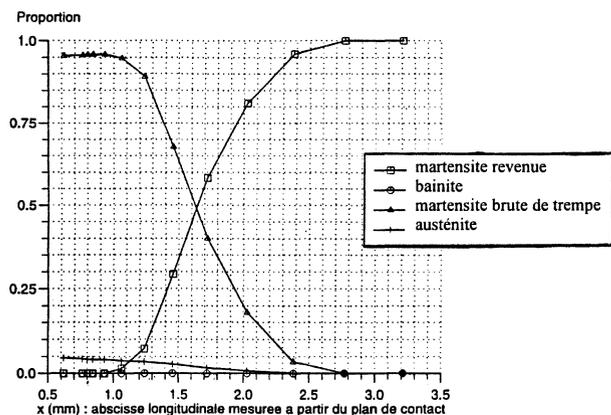


Figure 16. Profils métallurgiques calculés à mi-épaisseur.

Figure 16. Metallurgical profiles calculated at middle thickness.

mentale sur clichés macrographiques, cette constatation amène une réflexion sur le modèle de la source adopté. Lors du soudage, la partie supérieure du joint est le siège des courants de convection les plus intenses. Si le modèle choisi de température de fusion imposée dans la zone fondue semble convenir dans la partie inférieure, il paraît trop peu énergétique dans la partie supérieure qui est affectée plus sévèrement par le faisceau. Des aménagements du modèle pourraient alors être envisagés en augmentant par exemple la durée du plateau à température imposée pour tenir compte de la surchauffe réelle du bain fondu en partie haute.

Illustrons la démarche d'identification de la ZAT calculée (figure 10) : les points situés à 1,24 et 2,03 mm du plan de jonction ont dépassé ($Ac1$)_{éq}. Lors du refroidisse-

ment, l'austénite se transforme massivement en martensite en deçà de 320 °C (température repérée par M_s "Martensite Start" sur le TRC). En revanche, le point situé à 2,38 mm n'atteint pas tout à fait $Ac1$; la transformation ne peut avoir lieu et l'acier gardera sa composition initiale.

6.3. Identification métallurgique de la ZAT

Les variations de concavité locale des thermogrammes (figure 3) soulèvent l'important problème de la connaissance des données thermométallurgiques. Ces variations sont à associer à des changements de phase. Ces changements s'accompagnent de modifications des p_i dans les lois de mélange de λ et C_p . Nos recherches des propriétés matériaux nous ayant conduits à des valeurs identiques pour les conductivités et les chaleurs spécifiques de l'austénite et de la martensite, les valeurs de mélange sont donc insensibles aux proportions de phase et les changements de phase ne peuvent être mis en évidence sur le plan thermique. Les thermogrammes sont donc une bonne illustration de la difficulté à connaître les propriétés matériaux (nombreuses et mal connues). Selon [10], leur connaissance ne serait que qualitative pour les refroidissements sévères rencontrés en soudage laser. En revanche, les micrographies permettent d'appréhender les changements sur le plan métallurgique (figures 13 à 15). S'il est délicat de quantifier les proportions de phase au travers des micrographies, on peut toutefois noter que l'évolution de la structure métallurgique est en cohérence avec les profils calculés (figure 16). La structure métallurgique de la figure 13 est en effet révélatrice d'un état martensitique brut de trempé tandis que la figure 15 est caractéristique d'une martensite revenue. La figure 14 présente une structure intermédiaire dans la zone à gradients mise en évidence par les profils calculés.

6.4. Déformation thermique

Les variations de température locales ont des implications mécaniques évidentes. Elles entraînent des variations dimensionnelles (déformations thermiques) qui ont deux origines dans le cas d'un milieu avec transformations de phases :

- une origine purement thermique (dilatation) : tout corps possède un coefficient de dilatation thermique qui lui confère la propriété d'expansion de volume s'il est porté à une température supérieure à une température de

référence. En l'occurrence, chaque phase métallurgique de notre acier possède son propre coefficient de dilatation thermique (*tableau III*).

– une origine découlant des transformations métallurgiques. Ces dernières s'accompagnent de changements de volume spécifique. Par exemple, la transformation martensitique qui s'opère lors de refroidissements rapides (trempes), est dilatante. En particulier, lors de trempes superficielles, l'augmentation de volume produite lors de sa formation et partiellement empêchée par le métal environnant, entraîne une compression mécanique superficielle qui confère à la surface des propriétés mécaniques intéressantes (amélioration de la résistance à l'usure par exemple).

Dans notre cas, ces deux phénomènes entraînent une distorsion angulaire (i.e., un défaut de planéité) comme l'illustre la *figure 12*.

La distorsion mesurée est de $0,34^\circ$ tandis que le calcul conduit à $0,29^\circ$. Ce résultat peut être considéré satisfaisant dans la mesure où les sources potentielles d'écart sont nombreuses, tant sur le plan expérimental (planéité initiale, précision de la mesure ...) qu'au niveau du calcul. En effet, la minoration sur le plan énergétique du modèle de source dans la partie supérieure du bain (cf. 6.2) va dans le sens de l'écart constaté. Les températures obtenues en corrigeant cet effet minorant seraient supérieures aux températures obtenues ici et, de ce fait, permettraient lors du refroidissement un retrait plus important qui se traduirait par une distorsion angulaire calculée plus élevée.

7. SYNTHÈSE

La modélisation du comportement thermique d'un matériau dont la composition dépend de la température nécessite la résolution simultanée des équations décrivant les cinétiques des transformations de chacune des phases et de l'équation de la conduction thermique non linéaire au cours du temps. SYSWELD+ est un outil de simulation numérique aux éléments finis effectuant la résolution de tels problèmes. La méthodologie de calcul présentée dans cet article a été appliquée au cas du soudage laser des aciers. Lors de l'élaboration du modèle, le meilleur compromis entre qualité des résultats et aptitude prédictive maximale a été recherché de sorte à réduire à un minimum les investigations expérimentales destinées à renseigner (ou recalculer) le modèle avant la simulation d'un process industriel complet. C'est ainsi que le modèle de source thermique, basé sur une température imposée dans

le volume fondu, a été élaboré au détriment de modèles plus difficiles à alimenter en données d'entrée (modélisation des courants de convection notamment). Ces derniers se révéleraient probablement plus exigeants en termes d'investigations expérimentales préalables à une simulation de process complet et se prêteraient donc moins bien à une utilisation à vocation industrielle (dimensionnement de structures mécano-soudées).

Des informations expérimentales (thermogrammes, mesures de déformations de l'éprouvette sous l'effet thermique, ...) permettent de situer la modélisation adoptée. La correspondance entre les résultats expérimentaux et théoriques peut être considérée satisfaisante si l'on a conscience de la complexité physique, du nombre important et de la spécificité des données nécessaires pour la conduite des calculs : propriétés thermophysiques et mécaniques de chaque phase, structure métallurgique initiale, cinétiques de transformation ...

Remerciements

Nous tenons à adresser nos remerciements à E. Couderc de Creusot Loire Industries pour son aide dans la recherche des propriétés de l'acier.

RÉFÉRENCES

- [1] Laurens P., Dubouchet C., Kechemair D., Application des lasers aux traitements de surface, Techniques de l'ingénieur, traité Matériaux métalliques, M1643.
- [2] Maillet H., Le Laser, Principes et Techniques D'application, Technique et Documentation, Lavoisier, Paris, 1986.
- [3] Joeckle R., Schellhorn M., Sontag A., L'usinage laser avec de nouvelles longueurs d'ondes, Revue Française de Mécanique, n° 1995-3.
- [4] Eloy J.-F., Les Lasers de Puissance, Applications, Masson, Paris, 1985.
- [5] Li J.-C., Chen Q.-H., Merlin J., Evaluation rapide du champ de température et de la forme de la zone traitée lors d'un traitement superficiel de matériaux métalliques avec un faisceau laser de puissance, J. Phys. III France 6 (1996) 1293-1306.
- [6] Lax M., Temperature rise induced by a laser beam, J. Appl. Phys. 48 (9) (1997) 3919-3924.
- [7] Sanders D.J., Temperature distributions produced by scanning Gaussian laser beams, Appl. Opt. 23 (1) (1994) 30-35.
- [8] Burgener M.L., Reedy R.E., Temperature distributions produced in a two-layer structure by a scanning cw laser or electron beam, J. Appl. Phys. 53 (6) (1992) 4257-4363.
- [9] Pantelis D., Laser de puissance—Interaction avec la matière—Traitement et utilisation, Techniques de l'ingénieur, traité Généralités, A1095.

[10] Otto A., Geiger M., FEM simulation of the laser beam welding process, in: Proceedings of the M4PL, 1995.

[11] Cazes R., Soudage par faisceaux à haute énergie : faisceau d'électrons et laser, Techniques de l'ingénieur, traité Chaleur, B7740 (1994).

[12] Moody J.E., Hendel R.H., Temperature profiles induced by a scanning cw laser beam, J. Appl. Phys. 53 (6) (1992) 4364-4371.

[13] FRAMASOFT+CSI, Simulation des traitements thermiques et du soudage : SYSWELD+, Livret de formation (1997).

[14] Jeandin M., Traitements thermiques superficiels de matériaux par faisceau laser, Rev. Gén. Thermique 372 (1992) 713-726.

Abridged English version

Thermometallurgical modeling applied to laser welding of steels

This article deals with the problem of the interdependence between the thermal behaviour of a structure and its temperature dependent composition. This kind of problem can be met in heat treatments for example because the metallurgical structure of a steel depends on its thermal history. More precisely, when the local temperature of a steel exceeds a particular level (austenitization temperature), there is a phase transformation during the cooling. The residual phase proportions which are obtained are dependent on the rate of cooling and they are governed by transformation kinetics. The structure of the steel and its mechanical characteristics have changed. These proportions can be known by consulting the CCT diagram of the studied steel (*figure 10*). But, as the thermophysical properties of steels depend on the phase proportions, we immediately see the interdependence which exists between the thermal and the metallurgical aspects.

These interdependent phenomena require the coupled solution of the equations describing the kinetics of transformation of each phase and the heat equation. The SYSWELD+ code permits the solution of such problems. A methodology to model a LASER welding process is presented. The calculation needs the research of numerous parameters: thermal properties of each metallurgical phase met during the thermal cycle, their kinetics of metallurgical transformation extracted from the CCT diagram, the initial metallurgical distribution, welding conditions, etc. The thermometallurgical calculation has to be followed by a non-linear mechanical calculation (elastoplasticity) in order to know the residual mechanical characteristics and the residual thermal distortion. The mechanical calculation is not coupled to the thermometallurgical one: temperatures and phase proportions being considered as inputs for the mechanical calculation

which also needs other numerous characteristics of each phase: elastic yield, hardening modulus, Young's modulus, Poisson's coefficient, thermal expansion coefficient (*table III*), etc.

The choice concerning the model of the heating source is discussed. The model used has to be efficient in industrial conditions, that means that the best compromise has been searched to satisfy the quality of a predictive approach and a minimum quantity of previous experimental investigations. A model, based on a uniform temperature imposed to the molten zone, has been investigated. Its simplicity has been preferred to more complex model (modeling of convection motions in the molten zone, unsteady volumic sources, etc.) for which we could fear a need of constraining previous experimental investigations (temperature measurements, for example).

The calculated and experimental informations presented in this paper are mainly thermal and metallurgical results. Temperature measurements has been investigated near the HAZ all along the welding direction. The theoretical identification of the HAZ is presented and analysed as well as thermal residual deformation (which has been obtained by a complementary mechanical calculation). A good accordance between experience and calculation has to be considered because of the large number of potential sources of error: measurements (an overestimation of the real temperature is discussed), model assumptions, knowledge of the numerous thermometallurgical and mechanical characteristics of the metallurgical phases, etc. That why our evaluation of SYSWELD+ for a predictive approach of an industrial welding process is positive. It can bring a real help for conception and manufacture procedures.