

低変態温度溶接材料利用による溶接部の変態挙動の定量評価の試み*

山本 純司**, 目黒 奨***, 村松 由樹***, 早川 直哉****, 平岡 和雄***

Analysis of Martensite Transformation Behavior in Welded Joint of Low Transformation-Temperature Materials*

by YAMAMOTO Junji**, MEGURO Susumu***, MURAMATSU Yoshiki***,
HAYAKAWA Naoya**** and HIRAOKA Kazuo***

In order to improve fatigue strength in welded joints, low transformation-temperature welding wire has been developed in which residual tensile stress can be reduced. In application of the low transformation-temperature welding wire, the prevention of cold cracking without pre-heating in high strength steel welded joints is expected and examined from the control of residual tensile stress. However, it is expected that residual stress distribution in welded joint can be suggested by numerical analysis, because the residual stress cannot be measured simply and non-distractively.

In this report, martensite transformation behavior such as Ms point, transformation expansion and so on is measured firstly by Formaster test.

And temperature dependence of several mechanical properties was measured in full-austenite and full martensite microstructures, and temperature dependence of mechanical properties was estimated in dual phase microstructure of austenite and martensite.

By these data, numerical analysis was carried out and martensite transformation behavior was compared with measured and calculated results in side rigid model test. From the comparison, it was suggested that transformation superplasticity had to be considered in numerical analysis.

Next, the increase of Ms point due to transformation induced plasticity was guessed from the comparison with measured data by laser speckle measurement and calculated data under transformation superplasticity consideration.

From the all results, it was found that the measured transformation behavior and residual stress had the good agreement with the calculated results under transformation superplasticity and transformation induced plasticity considerations.

Key Words: Martensite transformation, Austenite, Transformation expansion, Numerical analysis, Ms point, Mechanical properties, Temperature dependence, Transformation superplasticity, Transformation induced plasticity

1. 緒 言

建設機械において環境負荷軽減を実現させる為に、フロント部の軽量化すなわち高強度鋼活用による薄板化が要望されている。しかし、高強度化の為に高張力鋼適用においては、溶接継手部の疲労強度の低さなどの観点から高強度鋼利用のメリットが見えにくい。また 600 MPa 以上の高強度鋼の溶接施工においては低温割れ発生への不安から予熱が必要とされ、溶接施工管理上大きな障害が付加される。

近年、溶接継手部の疲労強度を抜本的に向上する手段として、室温近傍でマルテンサイト変態を生じるように成分設計された低変態温度溶接材料が提案され、それを実証し

て示された¹⁻⁸⁾。これは、低変態温度溶接材料により形成される溶接金属が、低温でマルテンサイト変態膨張することを活用して引張残留応力を軽減し、その結果として疲労強度を向上させようとする新たな視点を与えるものであった。

一方、低温割れ抑止に関しては、拘束力(引張残留応力)、ミクロ組織、拡散性水素量が低温割れに影響する主要因子であり、この一因子である引張残留応力を低減することによって低温割れの抑止が可能になるとの考えに基づき、低変態温度溶接材料の適用による低温割れ抑止の可能性が検討された⁹⁻¹⁷⁾。銭谷らは、Y形割れ試験やH形割れ試験において、低変態温度溶接材料の低温割れ抑止に対する有効性を検討し¹⁵⁻¹⁷⁾、その結果、完全な低温割れ抑止には、残留オーステナイトの存在が不可避であることも明らかにし、低変態温度溶接材料の新成分系を提案している^{18, 19)}。

このように高強度鋼溶接継手の疲労強度の向上や低温割れ抑止に対して、低変態温度溶接材料が有効であることが示されている。しかしながら、溶接構造物においては、継手形状や構造的な拘束力が多種多様に考えられ、それらの部位において低変態温度溶接材料の引張残留応力低減効果が、どれだけ有効に発揮できるかは十分には明らかになっていない。その為、低変態温度溶接材料の溶接構造物への

*受付日 平成19年6月18日 受理日 平成19年10月17日

**正 員 (独)物質・材料研究機構 (現:日立建機株)
Member, National Institute for Materials Science (Present
address: Hitachi Construction Machinery Co., Ltd.)

***正 員 (独)物質・材料研究機構 Member, National Institute
for Materials Science

****正 員 (独)物質・材料研究機構 (現: JFE スチール株)
Member, National Institute for Materials Science (Present
address: JFE Steel Corporation)

適用においては、溶接構造物の各部位に応じた施工法が必要であり、また、低変態温度溶接材料の引張残留応力低減効果の有効性を事前に、かつ系統的に把握しておくことが必要不可欠である。

そこで、低変態温度溶接材料の有効な施工法を明らかにするためには、残留応力に及ぼす影響を可視化する技術基盤を確立することが重要であると考えた。著者らは、レーザスペckル法や ESPI 法などレーザ計測技術を活用した手法を用いて、低変態温度溶接部の変態挙動を実測して明らかにすることを検討してきた²⁰⁻²³⁾。さらにこれらの結果の一部と照合しながら、数値計算も実施し、残留応力を推定してきた²⁴⁾。しかし、定量的に残留応力を推定し、それらを明快に示していくには、系統的な物性値やマルテンサイト変態特性の理解とその対処法を考慮した数値解析法の開発が不可欠であると考えた。

本研究では、低変態温度溶接金属の物性値や機械的特性値を各種温度で実測することで、それらの温度依存性を明示するとともに、マルテンサイト変態特性も実測によって明らかにすることを最初の目的とした。次にこれらの基盤データを基に、数値解析を実施し、変態超塑性現象²⁵⁾、²⁶⁾や変態誘起現象の取り扱いが不可欠であることなど、低変態温度溶接材料を取り扱う上でのポイントを明らかにすることを目的とした。すなわち低変態温度溶接材料による溶接継手の力学的メカニズムの把握を目指して検討を行った。

2. 低変態温度溶接金属の物性値について

低変態温度溶接材料を用いた溶接継手の残留応力特性を数値解析によって定量的に評価する為、解析に用いる種々の物性値の温度依存性を測定し、纏めた。

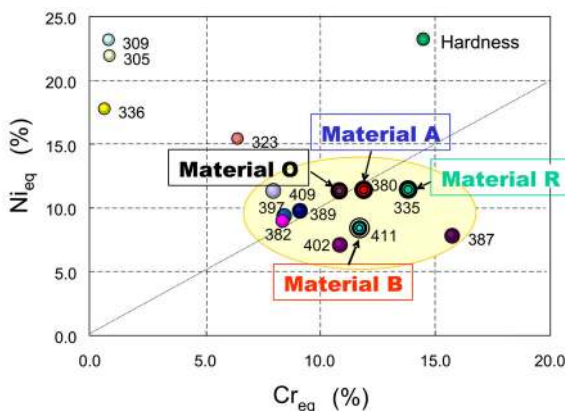


Fig. 1 Target materials in Cr-Ni equivalent map

Table 1 Chemical composition of low transformation-temperature material

Material	Chemical composition (mass%)										Cr _{eq} (%)	Ni _{eq} (%)
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe		
A	0.046	0.22	0.69	0.01	0.005	9.51	11.05	0.296	0.001	Bal	11.68	11.24
B	0.048	0.23	0.67	0.01	0.005	9.49	11.03	0.307	0.001	Bal	11.68	8.27
R	0.046	0.22	0.7	0.012	0.007	9.48	12.54	0.296	0.001	Bal	13.17	11.21
O	0.025	0.32	0.7	-	-	10	10	0.13	-	Bal	10.61	11.10

2.1 マルテンサイト変態開始温度と変態膨張量の取り扱い

Fig. 1 は、本研究で対象とする A, B, R, O 材料を Ni 当量-Cr 当量マップ上にプロットしたものである。Table 1 に本研究で用いた低変態温度溶接材料の成分を示す。これらのいずれの材料も溶解圧延して、板厚 4mm と 10mm に仕上げた板材である。これらを TIG ビードオンプレート溶接し、その溶接金属を対象として各種機械的特性値や物性値などを検討した。熱サイクル再現試験においては、溶接金属部から溶接線方向に長さ 10mm で、3mm 径の試験片を採取し、熱サイクル再現試験装置（フォーマスター装置）を用いて 100℃/s の加熱速度で 1350℃ まで加熱後、20℃/s の冷却速度で室温まで冷却したときの試験片長さ方向の収縮挙動を計測した。なお、低変態温度溶接材料 O は、村田らや太田ら¹⁻⁸⁾によって提案された低変態温度溶接材料と同一成分である。

Fig. 2 に、一例として低変態温度溶接材料 A の熱サイクル再現試験時の冷却過程における収縮挙動を○印にて示した。一方、D. P. Koistinen ら²⁷⁾は、変態過程のマルテンサイト変態率 f を (1) 式で表現できることを示している。そこで、この式と線膨張係数による冷却時の収縮式 (2) にマルテンサイト変態膨張を加算したときの収縮式 (3) を定義して、Fig. 2 の実測結果と照合することで、諸式の定数を求めた。

低変態温度溶接材料 A での照合結果は、Fig. 2 に赤線にて示した。このときフルオーステナイト組織の線膨張係数 α_γ は $24 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ 、フルマルテンサイト組織の線膨張係数 α_m は $11.2 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ となり、変態に関わる定数 b は 0.0185、変態膨張ひずみ ϵ_m は、0.009 となる。

$$f = 1 - \exp[-(b(Ms - T))] \dots \dots \dots (1)$$

- f : マルテンサイト変態率
- Ms : マルテンサイト変態開始温度
- T : 温度 ($T \leq Ms$)
- b : 材料による定数

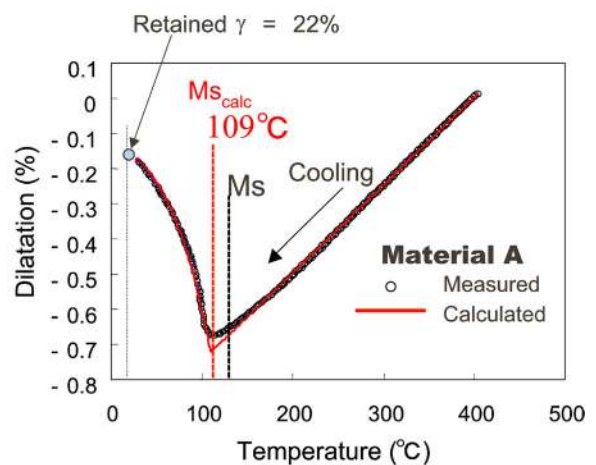


Fig. 2 Dilatation curve of material A during cooling process

Table 2 Some parameters on martensite transformation behavior

Material	Ms (°C)	Ms _b (°C)	Ms _{calc} (°C)	Transformation expansion ϵ_m	Linear thermal expansion coefficient		b value	Ac ₁ (°C)	Ac _{1,calc} (°C)	c value
					Martensite ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	Austenite ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)				
A	122	114	109	0.009	11.2	24	0.0185	596	550	0.015
B	220	211	193	0.007	11	21.5	0.019	600	595	0.011
R	60	55	—	—	—	24	—	575	525	0.015
O	210	190	172	0.008	11.5	22	0.0175	590	570	0.012

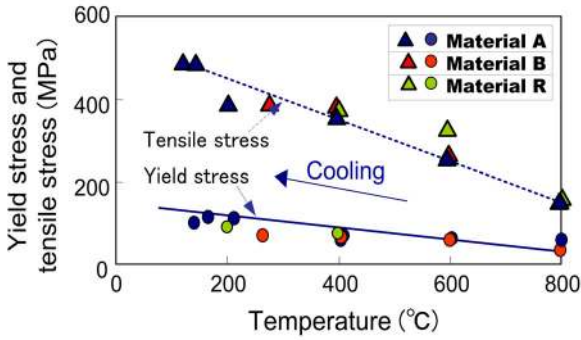


Fig. 3 Temperature dependence of yield stress and tensile stress under cooling process

$$d_{i+1} = d_i - (f \cdot \alpha_m + (1-f) \cdot \alpha_\gamma) \Delta T \quad \dots \dots \dots (2)$$

- d_i : 線膨張係数のみの収縮率
- f : マルテンサイト変態率
- α_m : マルテンサイトの線膨張係数
- α_γ : オーステナイトの線膨張係数
- ΔT : 温度変化

$$E_{i+1} = d_{i+1} + \epsilon_m \cdot f \quad \dots \dots \dots (3)$$

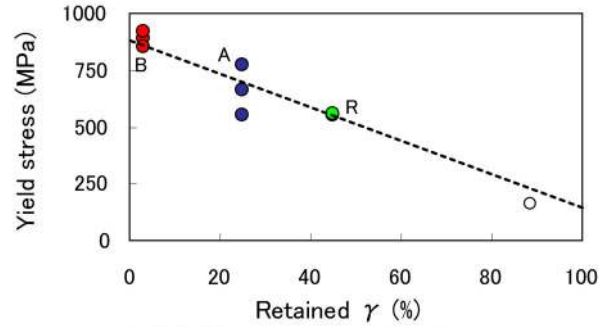
- d_{i+1} : 線膨張係数のみの収縮率
- f : マルテンサイト変態率
- E_{i+1} : 変態膨張時における収縮率
- ϵ_m : マルテンサイト変態膨張ひずみ

また、Ms 点は 109°C と決定できた。この Ms 点は、上記の定義式において得られるもので、以降、Ms_{calc} と表記する。この値は実際の Ms 点より低くなるが、解析においてはこの値を使用することによって上記変態膨張量を一元的に取り扱うことができる。また室温 20°C でのマルテンサイト変態率は 78% となり、残留オーステナイトが 22% と試算された。なお、X 線回折により測定した残留 γ 量も約 20% であることを確認している。なお、Ms_b は、収縮から膨張に変わる遷移温度を表している。

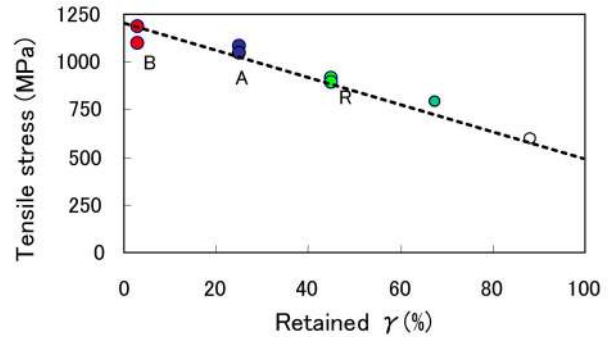
一方、加熱時の逆変態挙動に関しても、マルテンサイトからオーステナイトへの変態率 f' は D. P. Koistinen ら²⁷⁾ の手法で取り扱えると仮定して、(4) 式にて取り扱うこととした。実測データと照合しながら、Ac_{1,calc} 温度などを決定した。

$$f' = 1 - \exp[-(c(T - Ac_1))] \quad \dots \dots \dots (4)$$

- f' : オーステナイト変態率
- Ac₁ : オーステナイト変態開始温度



(a) Yield stress vs. retained γ



(b) Tensile stress vs. retained γ

Fig. 4 Effect of retained γ on yield stress and tensile stress at room temperature

- T : 温度 ($T \geq Ac_1$)
- c : 材料による定数

Table 2 に各種低変態温度溶接材料の Ms 点をはじめとした物性値を纏めて示す。

2.2 降伏応力、引張応力の温度依存性の取り扱い

低変態温度溶接材料 A, B および R について、高周波加熱制御により冷却過程時における各種温度に保持した炉中で高温引張試験を実施した。なお、最高到達温度は 1,100°C とした。Fig. 3 は、冷却過程でのフルオーステナイト組織における降伏応力と引張応力の温度依存性を示したものである。温度変化に伴う低変態温度溶接材料 A, B, R による差異はほとんど無く、本研究で取り扱う材料では、オーステナイト組織での降伏強度および引張応力の温度依存性は一義的に定義できると判断した。

次に低温域に至るとマルテンサイト変態を開始する。このときの降伏強度と引張強度の確定が不可欠である。マルテンサイトの変態率は (1) 式から算出することができる。そこでマルテンサイトーオーステナイト二相組織における

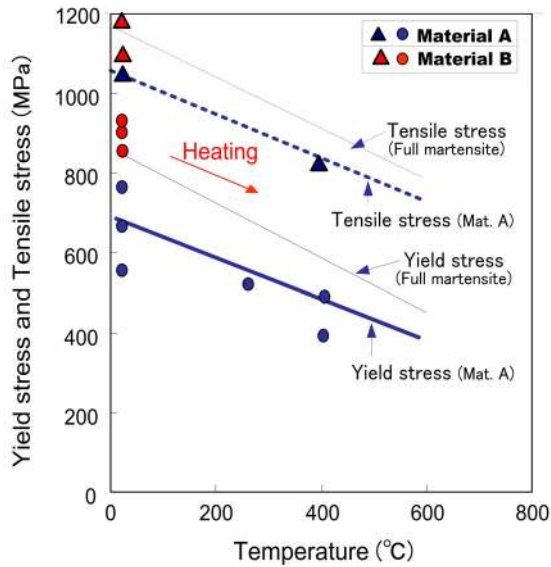


Fig. 5 Temperature dependence of yield stress and tensile stress under heating process

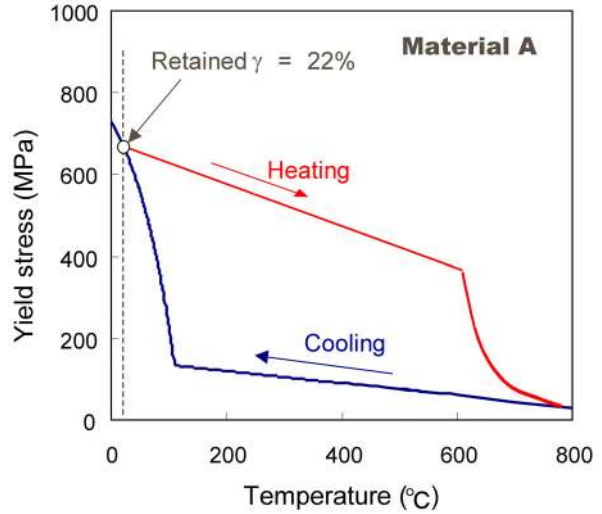


Fig. 6 Temperature dependence of yield stress at material A

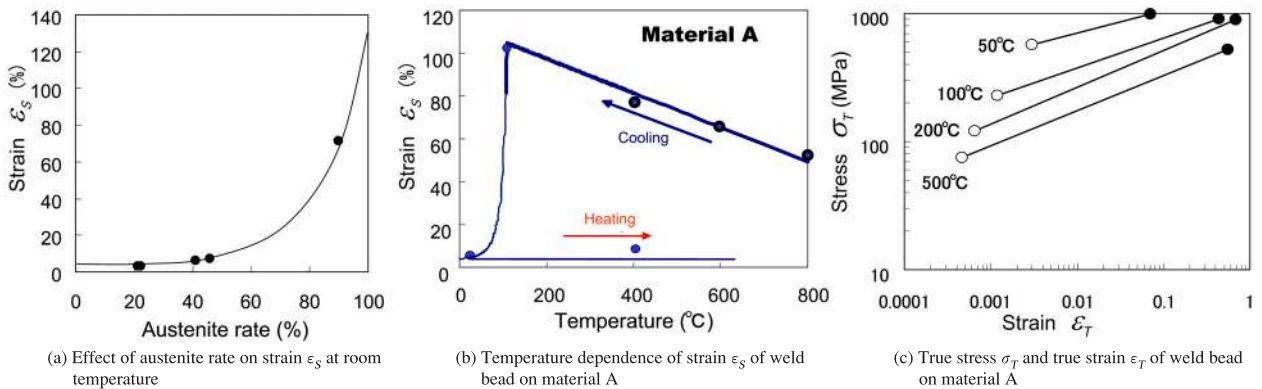


Fig. 7 Strain ϵ_s in austenite and martensite microstructure material

強度の算定のために、組織割合と強度の関係について調べた結果を Fig. 4 に示す。プロットしたデータは室温の値である。オーステナイト量の増加とともに直線的に降伏強度および引張強度が低下していることから、二相の組織割合で強度が決まる（加算則が成立する）と考えられる。なお、図中には○印にてオーステナイト系ステンレス（SUS308）溶着金属のデータを参考としてプロットした*。また、本研究では、この加算則が高温時においても成立すると仮定した。

次に、冷却時と同様の計測法によって、低変態温度溶接材料 A の加熱過程での降伏強度と引張強度の温度依存性を調べ、Fig. 5 の結果を得た。ただし、低変態温度溶接材料 A は、室温 20°C では、(1) 式から 22% のオーステナイト組織と 78% のマルテンサイト組織の二相組織と推定された。また、各温度におけるオーステナイト-マルテンサイト二相組織の強度は、フルオーステナイト組織の強度とフルマルテンサイト組織の強度、並びにそれらの組織割合から加算則

に従って決定されると仮定した。フルオーステナイト組織の強度は Fig. 3 に示したとおり既知であるが、フルマルテンサイト組織の強度は未定である。そこで、Fig. 5 のオーステナイト組織を 22% 含む低変態温度溶接材料 A の加熱過程での強度結果は、加算則に従って得られた結果であるとして、フルマルテンサイト組織の場合の強度を推定した。その結果を、Fig. 5 中の細線（降伏強度）と細破線（引張強度）で示した。Fig. 5 で決定したフルマルテンサイト組織及び Fig. 3 で決定したフルオーステナイト組織の強度および (1) 式から得られるマルテンサイト変態率、および (4) 式から得られるオーステナイト変態率を用いて、加算則により、低変態温度溶接材料 A の加熱過程および冷却過程時の降伏強度の温度依存性を Fig. 6 のように設定できた。

次に、塑性域における塑性加工係数（n 値）の設定手法について述べる。Fig. 4 と同様に、室温データで、オーステナイト量と引張強度時のひずみ ϵ_s の関係を求めた図が Fig. 7 (a) である。ひずみはオーステナイトの組織割合と比例関係がなく、加算則が成立していない。そこで、引っ張り強度時において、フルオーステナイト組織でのひずみ ϵ_{SA} とフルマルテンサイト組織でのひずみ ϵ_{SM} からオーステナイト

*SUS308 材は δ フェライトを約 10% 強含んでいるが、本論文では、フル γ での強度データの基準として取り扱った為、参考値としてプロットした。

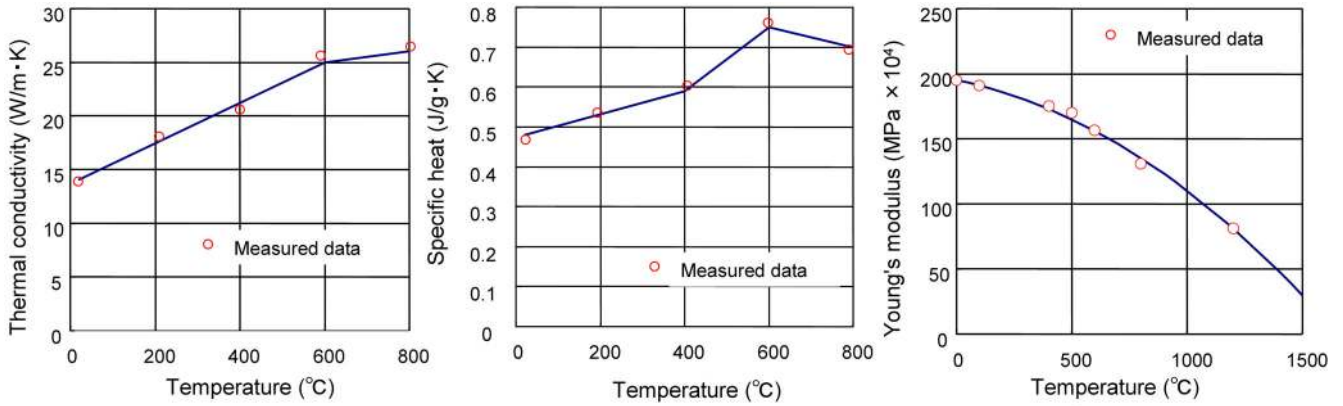


Fig. 8 Temperature dependence of thermal conductivity, specific heat and Young's modulus

組織割合 γ_R の二相組織状態でのひずみ ϵ_S を実験式で示すと、(5)式で近似できる。

$$\epsilon_S = \epsilon_{SA}/500 * (\exp(0.072 \gamma_R) - 1) + \epsilon_{SM} \dots \dots \dots (5)$$

- ϵ_S : 引張強度時のひずみ
- ϵ_{SA} : フルオーステナイト組織における引張強度時のひずみ
- ϵ_{SM} : フルマルテンサイト組織における引張強度時のひずみ
- γ_R : オーステナイト組織の組織割合 (%)

この関係が室温以外的高温時にも成立し、マルテンサイト組織のひずみ ϵ_{SM} は高温時も室温時と同じ0.03一定と仮定して取り扱った。また、オーステナイト組織のひずみ ϵ_{SA} の温度依存性は、Fig. 7 (b) の冷却過程における実測値（プロット点）での赤破線で示し、本研究で取り扱う材料において共通と仮定する。このような仮定において、低変態温度溶接材料 A の冷却時のひずみ ϵ_S は Fig. 7 (b) の実線のように決定することができる。

降伏点における応力とひずみ、および引張強度を示す点

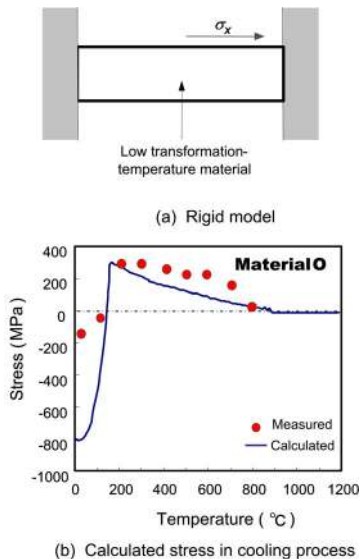


Fig. 9 Comparison with measured and calculated stresses in rigid model test

における応力とひずみを真応力 σ_T 、真ひずみ ϵ_T で表現して、その間を両対数図上で直線近似した。その一例を Fig. 7 (c) に示した。また、図中の○印及び●印は、それぞれ各温度における降伏強度、引張強度を示している。

なお、熱伝導率及び比熱はレーザフラッシュ法にて、ヤング率は超音波パルス法により、実測を行い、本研究において対象とする材料についてはFig. 8のような共通の値を用いた。

3. 低変態温度溶接材料の溶接時における力学的挙動の数値解析

3.1 両端拘束試験における数値解析の検証

村田ら^{25, 26)}の研究において、冷却時の室温に近い低温でマルテンサイト変態する場合には変態超塑性現象が起こることを示唆している。そこでまず、マルテンサイト変態を伴う材料の加熱、冷却時の力学的挙動を、再現熱サイクル試験（フォーマスター試験）や静的引張試験によって第2章で決定した物性値にて熱弾塑性数値解析した場合の適用性を評価する。

Fig. 9 (a) は、数値解析用両端拘束棒モデルの概略図である。試験片は均一な温度分布を維持して、室温から1200°Cまで加熱した後、室温まで冷却し、この場合のモデル中央断面の中心点におけるモデル長手方向の応力 (σ_x) の履歴を調べた。Fig. 9 (b) の実線は、数値解析の結果である。また図中の○印は実験値¹⁾である。マルテンサイト変態時の解析結果と実測値とは大きな差異が見られる。このことは、村田らが変態超塑性効果を示唆していることから、解析において変態超塑性を考慮することが必要であることを示していると考えられる。

変態超塑性とは、変態中に生じる微小な力に対して過大な伸びが生じる為、作用した力により生じた応力が緩和されるという現象である。これは、マルテンサイト組織の隣り合う組織同士が連携的にかつ等方的に正しく並んでいる場合、力が作用すると、結晶内に多数のすべりや双晶変形が生じ、その形状変化により応力が緩和される。このことは、相変態（マルテンサイト変態）が始まると、膨張挙動により内部応力が高まった状態と等価であり、相変態時に

も上記と同じ現象が起こる。Leblond²⁸⁻³¹⁾らは、ひずみ ε は、(6) 式のように、①弾性ひずみ、②熱ひずみ、③塑性ひずみ、④変態塑性ひずみの和で定義している。

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} + \varepsilon^{pc} + \varepsilon^{sp} \quad \dots \dots \dots (6)$$

- ε^e : 弾性ひずみ
- ε^{pc} : 塑性ひずみ
- ε^{th} : 熱ひずみ
- ε^{sp} : 変態塑性ひずみ

(6) 式の変態塑性項における変態超塑性の設定を (7) 式のように定義している。

$$\dot{\varepsilon}_y^{sp} = -\frac{3}{2} k \cdot \text{Ln} \lambda \cdot S_{ij} \cdot h\left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_y}\right) \cdot \dot{\lambda} \quad \dots \dots \dots (7)$$

また、式中的変態塑性係数 k は、(8) 式により表される。

$$\frac{2\Delta\varepsilon_{r \rightarrow a}^{th}}{\sigma_y^r} \quad \dots \dots \dots (8)$$

ただし、 λ : フェライト分率 σ_{eq} : 混合相時の相当応力
 σ_y : 混合相時の降伏応力 S_{ij} : ひずみ余剰分 σ_y^r : オーステナイトの降伏応力

$\Delta\varepsilon_{r \rightarrow a}^{th}$: オーステナイトとマルテンサイトの熱ひずみの差 $\frac{h(\sigma_{eq})}{(\sigma_y)}$: 非線形項

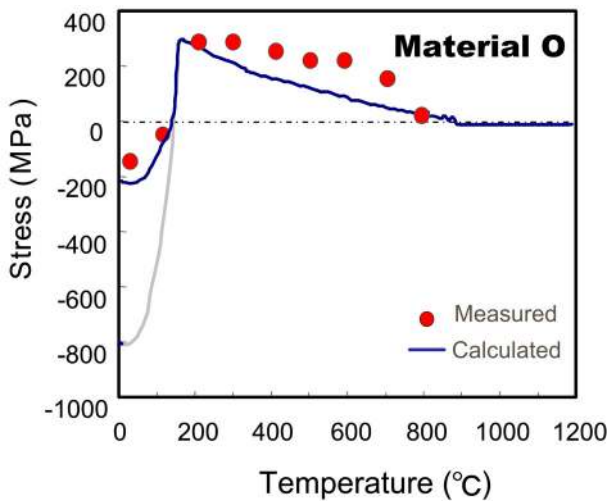
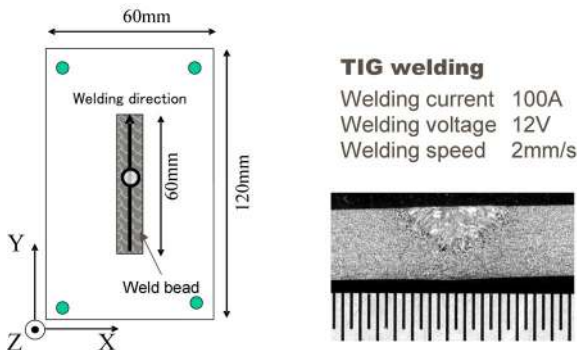


Fig. 10 Calculated stress in consideration with transformation superplasticity



Thickness: 4mm
 Fig. 11 Welding specimen and welding conditions

尚、上記 (7) 式中の非線形項は、上記ひずみにより生じる応力が、加算則を用いて計算されるオーステナイト-マルテンサイト混合組織の降伏値の 1/2 以上になると、(7) 式内で有効となり、変態超塑性が表される。

Fig. 10 は、Fig. 9 の数値解析結果に対して変態超塑性を考慮して数値解析し直した応力変化の結果である。解析結果は、図中の赤丸の太田らの実験結果と良い一致を示しており、上記の変態超塑性の取り扱い方の妥当性を示している。以後、変態超塑性効果を考慮して数値解析を実行する。

3.2 平板ビードオン溶接における数値解析の検証

実際の溶接時の力学的挙動と照合する為、Fig. 11 に示すような板厚 4 mm の材料 A を用いて、平板表面の 4 点 (緑丸部) を板厚方向に拘束し、溶接電流 100 A、溶接速度 2 mm/s にて TIG 溶接を行った。このときの溶接中の板裏面の局所変位分布の変化過程は、レーザ干渉法 (ESPI 法) により実測し²³⁾、溶接途上の温度履歴は、ビード周辺に 5ヶ所に K 熱電対を挿入して計測した。

この実験結果と照合するため、左右対称性を考慮したハーフモデルを用いて、同一の溶接条件と拘束条件を用いて数値解析を行った。Fig. 12 に、冷却途上での各温度区間で

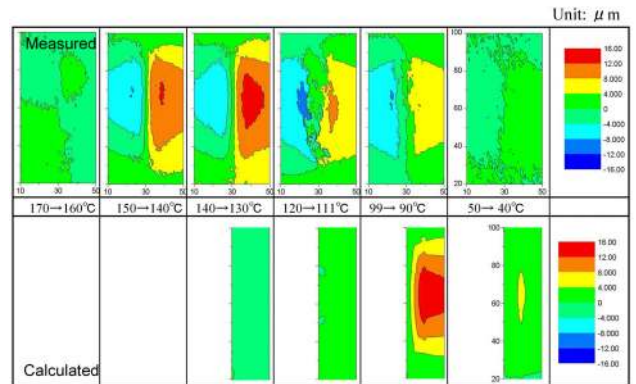


Fig. 12 Comparison of distribution of displacement vector (X-direction) between measured and calculated results

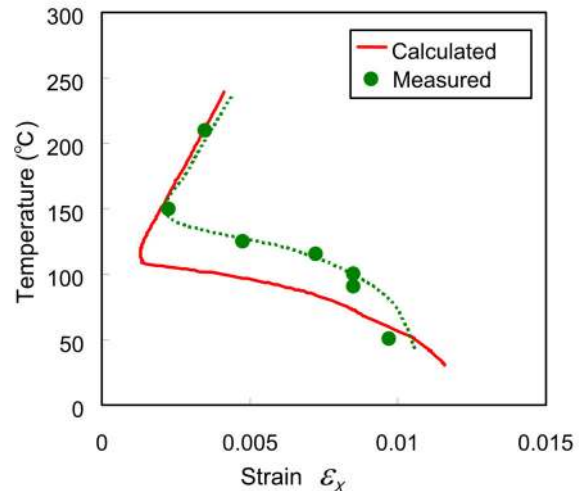


Fig. 13 Comparison of martensite transformation behavior between measured and calculated results

のESPI法による変位変化の分布の実測結果と変態超塑性を考慮した解析での変位変化の分布結果を示した。これらの図において、赤色側では図右側（X軸正側）への変位を、青色側は図左側（X軸負側）への変位を示している。すなわち、溶接部がマルテンサイト変態膨張を開始した場合には、試験片右半分が赤色表示で、左側が青色表示となる。

Fig. 12 から、実測結果は140℃付近から変態膨張を開始し、 M_{s_calc} 点を110℃とした計算結果とは明らかに差異を示した。変態開始後の変態膨張挙動には温度的にはずれがあるものの、その変化傾向は実測状態をよく表している。Fig. 13は、Fig. 11と同一条件で表ビード中央点（○印）での冷却過程のひずみ変化を、レーザスペックル法²¹⁾にて計測した結果（●印）と変態超塑性を考慮した計算結果（実線）

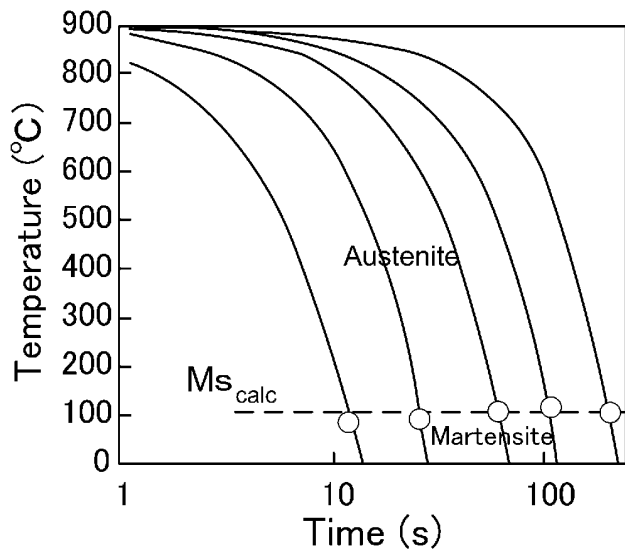


Fig. 14 Effect of cooling rate on M_{s_calc} point in material A

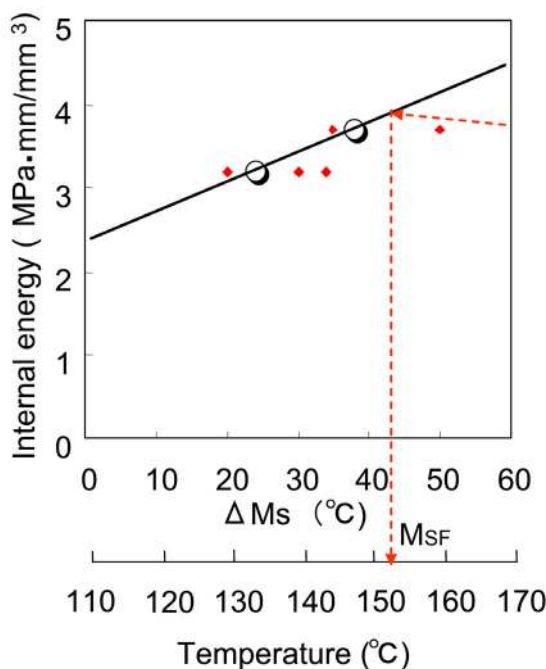


Fig. 15 Relationship between ΔM_s and internal energy

を照合したものである。Fig. 12での結果と同様で、145℃から変態を開始しており、その後の変態膨張には温度のずれはあるが、計算結果と実測結果の変態膨張挙動は概ね符合していることがわかる。尚、温度のズレに関して、次節で検討する。

3.3 変態誘起塑性への対応と計算結果

Fig. 14は、低変態温度溶接材料Aを用いた熱サイクル再現試験で、種々の冷却速度における M_{s_calc} 点を算出したものである。冷却速度を大きく変化しても M_{s_calc} 点はほとんど一定であることがわかる。従ってFig. 12やFig. 13における M_s 点の上昇は実溶接時の冷却速度に依存するものではない。

そこで、 M_s 点の上昇は、無負荷状態にある熱サイクル再現試験における M_{s_calc} 点110℃に対して、応力場（負荷のある状態）の存在する実溶接継手では M_{s_calc} 点は140℃であり、変態誘起現象が現れたものと考察した。

西山ら²²⁾は、静的引張試験において、材料への荷重の変化により、変態誘起塑性が起こることを示唆している。変態誘起塑性とは、引張応力を加えた場合に M_s 点が増加する。Fig. 10のO材での両端拘束試験結果や村松らのB、R材での実溶接時におけるレーザスペックル法によるひずみ変化結果²⁴⁾においても熱サイクル再現試験結果の M_s 点より明らかに上昇していると判断できる。

そこでAおよびB材において、負荷場（拘束負荷時あるいは実溶接時）における M_{s_calc} 点²¹⁾を M_{SF} とし、無負荷状態の熱サイクル再現試験における M_{s_calc} 点との差を ΔM_s とする。次に数値解析により各材料において、対象局所位置での M_{SF} 点に冷却されるまでのひずみと応力の積の積分値を負荷による局所蓄積エネルギーとして算出し、 ΔM_s との関係性を求め、その結果をFig. 15に実線で示した。オーステナイトからマルテンサイト変態するために必要なエネルギー

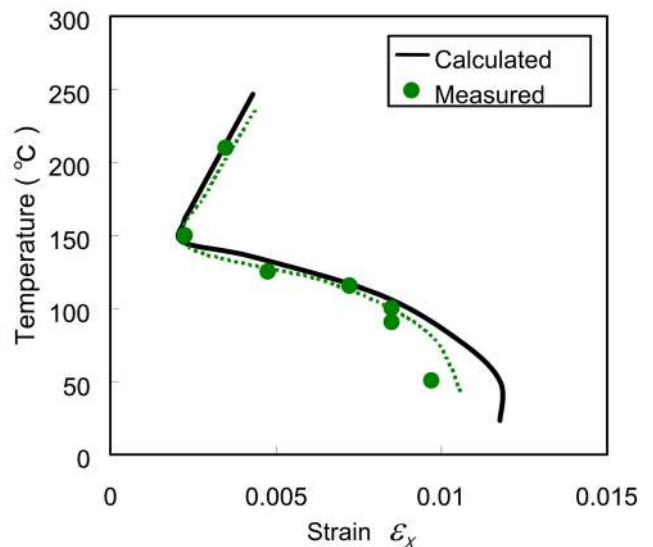


Fig. 16 Comparison of martensite transformation behavior between measured and new calculated results

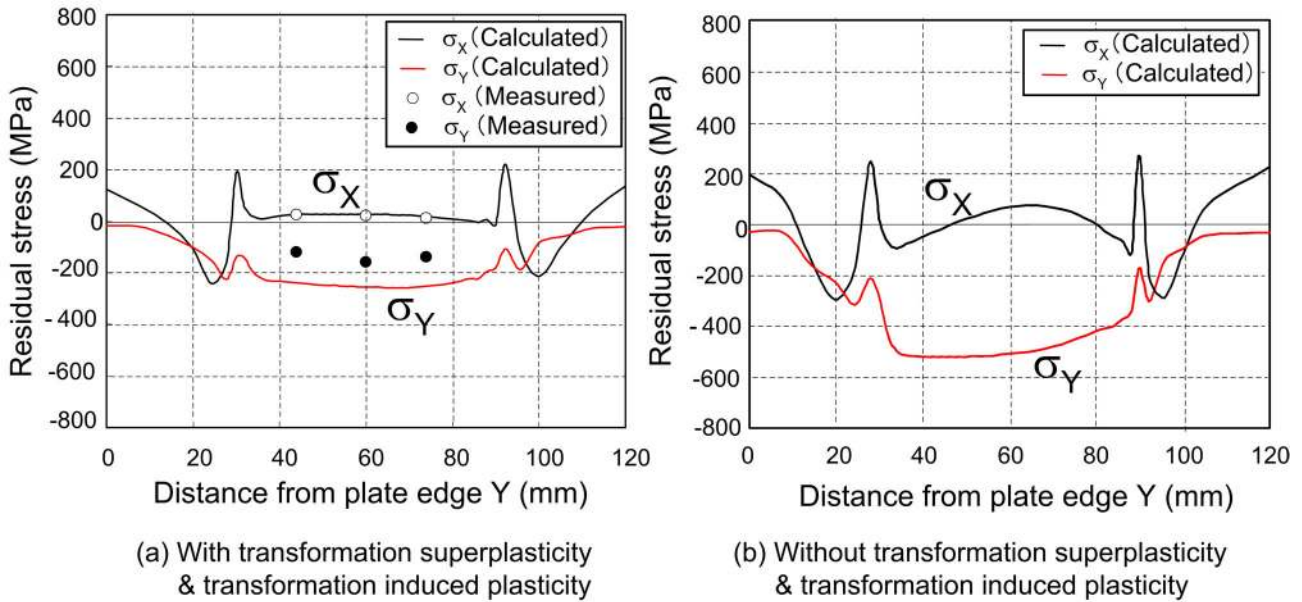


Fig. 17 Residual stress distribution of measured and calculated results along the welding bead

は自由エネルギーで算出されるが、外力による力学的エネルギーがこの変態の駆動力に加担すると考えられる³²⁾。その加担に寄与するエネルギーが実線であるとした。しかし、この関係は更に詳細な検討を要するが、本研究においては、Fig. 15 の関係が成り立つと仮定することで、数値解析することを試みた。またフルオーステナイト状態以外のオーステナイト-マルテンサイト二相組織の場合においてもオーステナイトが、このエネルギーに達する場合には $M_{s,calc}$ 点の上昇を考慮することとした。

数値解析においては、まず変態誘起塑性を考慮しない解析を実施し、その解析結果から各要素の冷却過程における局所蓄積エネルギーの変化を調べた。一例として Fig. 11 の A 材での表ビード中央点 (○印) における局所蓄積エネルギーの冷却に伴う変化を Fig. 15 に破線で示した。図中の実線が示すエネルギー量に達した温度 (M_{SF} 点) においてマルテンサイト変態を開始するとし、この要素の $M_{s,calc}$ 点を M_{SF} 点に変更して、再度数値解析を実行する。これを二回繰り返した。この結果を Fig. 16 の実線で示した。Fig. 13 の場合での不一致結果に対して、 M_s 点、マルテンサイト変態挙動共に、ほぼ一致する結果となり、溶接継手においては変態誘起塑性を考慮しなければならないことがわかった。

Fig. 17 に、Fig. 11 の溶接での完全冷却時の溶接線に沿った線上の残留応力分布を示す。変態超塑性および変態誘起現象を考慮した場合の計算結果を (a) 図に実線で示した。また、○および●印はひずみゲージによる応力弛緩法での実測結果を示す²⁴⁾。(b) 図は変態超塑性や変態誘起効果を考慮しない場合での計算結果を参考に示した。これらの比較結果から、○印の σ_x は、(a) 図の計算結果とよく一致していることがわかる。一方、●印の σ_y は、若干の差が見られるが、(b) 図の計算結果よりは (a) 図の計算結果において概ね一致していると判断できた。

4. 結 言

低変態温度溶接材料の溶接時の変態挙動特性を計測と数値解析から比較検討した結果、以下の知見を得た。

- 1) 各種低変態温度溶接材料におけるマルテンサイト変態に係わる変態膨張量、変態開始温度を再現熱サイクル試験で実測して明らかにした。またオーステナイト、マルテンサイト組織の機械的特性値の温度依存性を計測し、オーステナイト-マルテンサイト二相組織での機械的特性の温度依存性を推定した。
- 2) 上記物性値や機械的特性値の温度依存性を考慮して、両端固定モデル実験結果と数値解析結果を照合すると、室温での応力分布に大差を生じた。数値解析に変態超塑性効果を加えて実行した場合には、実測結果と良い一致を示すことがわかった。
- 3) TIG 溶接時の局部変位計測結果を基に、変態超塑性現象を考慮した解析結果を照合すると、 M_s 点に差異が生じることを見出した。この差は実溶接のような応力負荷場での変態誘起現象に起因するものと考えた。局所蓄積エネルギーと M_s 点の上昇度を仮定して数値解析を行った結果、実験結果と良い一致を示すことがわかった。

以上、継手や構造物における定量的評価を目的とした解析を行う際には、変態超塑性や変態誘起塑性による影響が重要で、これらの現象を考慮する必要があると結論づけられた。

参 考 文 献

1) A. Ohta, Y. Maeda and N. Suzuki: 低変態温度溶接材料による角回溶接継手の疲労強度の2倍化、鋼構造年次報告集, Vol.7 (1999), 173-180.

- 2) A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, C. Shiga, S. Nishijima, Y. Maeda, N. Suzuki and T. Kubo: Fatigue Strength Improvement of Box Welded Joints by Using Low Transformation Temperature Welding Material, *Quar. J. JWS*, Vol.18 (2000) 1, 141-145. (in Japanese)
- 3) A. Ohta, Y. Maeda and N. Suzuki: Fatigue Strength Improvement of But Welded Pipe by Using Low-Temperature Transformation Welding Material, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 66 (2000), 120-121. (in Japanese)
- 4) A. Ohta, N. Suzuki and Y. Maeda: Fatigue Strength Improvement of Single Bevel Groove Longitudinal Welded Joints by Low Transformation Temperature Welding Material, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 68 (2001), 140-141. (in Japanese)
- 5) N. Suzuki, A. Ohta, Y. Maeda and F. Machida: Fatigue Strength Improvement by Additional Welding using Low Transformation Temperature Welding Wire, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 68 (2001), 142-143. (in Japanese)
- 6) A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, Y. Maeda, N. Suzuki and T. Kubo: Fatigue Strength Improvement of Box Welds by Using Low Transformation Temperature Welding Material —Tripled Fatigue Strength by Postweld Heat Treatment—, *Quar. J. JWS*, Vol.19 (2001) 2, 373-376. (in Japanese)
- 7) A. Ohta, N. Suzuki and Y. Maeda: 重ね溶接継手の疲労強度向上 - 開発した低変態温度溶接材料により導入した圧縮残留応力の応力比効果を利用 -, *自動車技術会論文集*, Vol.33, No.3, 91-96.
- 8) N. Suzuki, A. Ohta and Y. Maeda: Repair of Fatigue Cracks Initiated around Box Welds by Using Low-Transformation Temperature Welding Material, *Quar. J. JWS*, Vol.21 (2003) 1, 62-67. (in Japanese)
- 9) J. Yamamoto, Y. Muramatsu, S. Zenitani, N. Hayakawa, K. Hiraoka, Y. Morikage and T. Kubo: Effect of Transformation-Temperature of Weld Metal on Residual Stress Distribution in Welded Joints, *ASM International Proc. the 6th International Conference on Trends in Welding Research*, 902-905, 2003.Jan.
- 10) J. Yamamoto, N. Hayakawa, S. Zenitani, Y. Muramatsu and K. Hiraoka: 低変態温度溶接材料を用いた溶接継手モデルにおける応力発生メカニズムの解析, *溶接構造シンポジウム講演論文集 2004*, (2004), 194-201.
- 11) J. Yamamoto, S. Meguro, N. Hayakawa, S. Zenitani and K. Hiraoka: 低変態温度溶接材料を用いた残留応力制御に関する解析的検討, *42nd X線材料強度に関する討論会講演論文集*, 2005 Dec., 6-10.
- 12) J. Yamamoto, Y. Muramatsu and K. Hiraoka: Effect of transformation-temperature and the degree of restraint on residual stress -Control of residual stress by using low transformation-temperature materials (Report 2)-, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 69 (2001), 514-515. (in Japanese)
- 13) J. Yamamoto, N. Hayakawa, S. Zenitani, Y. Muramatsu and K. Hiraoka: Effect of transformation expansion of weld metal and restraint intensity of weld joint on residual stress distribution, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 72, 238-239 (2003). (in Japanese)
- 14) J. Yamamoto, Y. Muramatsu, K. Hiraoka and H. Yamamoto: Investigation of reducing welded residual stress on welded joints by using low transformation-temperature welding wire, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 76 (2005), 148-149. (in Japanese)
- 15) S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Kubo, K. Yasuda and K. Amano: Development of New Low Transformation-Temperature Welding Consumable to Prevent Cold Cracking in High Strength Steel Welds, *Quar. J. JWS*, 23 (2005) 1, 95-102.
- 16) S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Kubo, K. Yasuda and K. Amano: 高張力鋼の溶接低温割れを防止する新低変態温度用溶接材料の開発, *溶接構造シンポジウム講演論文集2002*, (2002), 346-353.
- 17) S. Zenitani, N. Hayakawa, J. Yamamoto and K. Hiraoka: Prevention of Cold Cracking in High Strength Steel Welds by Applying Newly Developed Low Transformation Temperature Welding Consumable, 569-574, 2003. Jan.
- 18) N. Hayakawa, S. Zenitani, J. Yamamoto, T. Makamura, K. Hiraoka: Applicability of Low Transformation-Temperature Welding Consumables to High Strength Welded joint, *Proc. 7th Workshop on the Ultra-Steel*, 2003, July, 267-268.
- 19) N. Hayakawa, S. Zenitani, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Kubo and K. Yasuda: Characteristics of Low Transformation-Temperature Weld Metals with retained Austenite, *J. JWS*, Vol.72 (2003), 240-241. (in Japanese)
- 20) Y. Muramatsu, S. Kuroda and J. Yamamoto: Detection of phase-transformation during welding by using ESPI system, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 73 (2003), 340-341. (in Japanese)
- 21) Y. Muramatsu, S. Kuroda and J. Yamamoto: Application of laser speckle strain measurement on welding with several kind of filler materials, *Prep. Nat. Meet. JWS*, 73 (2003), 338-339. (in Japanese)
- 22) Y. Muramatsu, S. Kuroda, J. Yamamoto and KIM You-Chul: Detection of Phase-transformation during Welding procedure - Application of the Laser Speckle Method to Strain Measurement in the Welding Process (Report 6)-, *Quar. J. JWS*, Vol.22 (2004) 1, 101-106. (in Japanese)
- 23) S. Meguro and Y. Muramatsu: Application of ESPI System to Welding, *Quar. J. JWS*, Vol.24 (2006) 3, 247-252. (in Japanese)
- 24) Y. Muramatsu, S. Kuroda, J. Yamamoto and KIM You-Chul: Low Transformation-Temperature Materials and Welding Residual Stress-Application of the Laser Speckle Method to Strain Measurement in the Welding Process (Report 7)-, *Quar. J. JWS*, Vol.22 (2004) 1, 107-116. (in Japanese)
- 25) H. Murata, N. Katoh and H. Tamura: Effect of Alloying Elements and Transformation Temperature on Stress Release -Stress Release by Transformation Superplasticity (part 2), *Quar. J. JWS*, Vol.9 (1991) 1, 160-167. (in Japanese)
- 26) H. Murata, N. Katoh and H. Tamura: Effect of Transformation on Residual Stress in Welding -Stress Release by Transformation Superplasticity (part 5)-, *Quar. J. JWS*, Vol.11 (1993) 4, 545-550. (in Japanese)
- 27) D. P. Koistinen and R. E. Marburger: *Acta Met*, vol.7 (1959), 59-60.
- 28) J. B. Leblond, G. Mottet and J. C. Devaux: A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations-I. Derivation of general relations, *J. Mech. Phys. Solids* Vol.34 (1986), No.4, 395-409.
- 29) J. B. Leblond, G. Mottet and J. C. Devaux: A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations-II. Study of Classical Plasticity for Ideal-Plastic Phases, *J. Mech. Phys. Solids* Vol.34 (1986), No.4, 411-432.
- 30) J. B. Leblond, J. Devaux and J. C. Devaux: Mathematical Modelling of Transformation Plasticity in Steels I, Case of Ideal-Plastic Phases, *International Journal of Plasticity*, Vol.5, (1989), 551-572.
- 31) J. B. Leblond: Mathematical Modeling of Transformation Plasticity in Steels II, Coupling with Strain Hardening Phenomena, *International Journal of Plasticity*, Vol.5, (1989), 573-591.
- 32) Z. Nishiyama: マルテンサイト変態, *Maruzen* (1971), 195-202. (in Japanese)