

(論文)

鋼板溶接熱影響部の相変態モデル構築とじん性予測

井元雅弘^{*1}・岡崎喜臣^{*1}・栗飯原周二^{*2}(工学博士)・糟谷 正^{*3}(博士(工学))

Construction of Phase Transformation Model for Heat-affected Zone of Steel Plate Welds and Toughness Prediction

Masahiro INOMOTO・Yoshitomi OKAZAKI・Dr. Shuji AIHARA・Dr. Tadashi KASUYA

要旨

鋼板溶接熱影響部 (HAZ) のシャルピー吸収エネルギーを最弱リンク論に基づく脆性破壊モデルで予測する際に必要なマイクロ組織特徴量を計算可能とするために、4元系モデル鋼を中心とした相変態データと従来報告されているモデル式を基に相変態モデルの構築を行った。HT570級鋼やHT780級鋼などを中心に化学成分の異なる鋼板に対して、様々な冷却速度におけるHAZの相変態挙動をモデル計算で再現できることを確認した。この相変態モデルの計算から、HAZのシャルピー吸収エネルギーを一貫して予測し、実験結果とよく一致することを確認した。また、予測したシャルピー吸収エネルギーの遷移曲線は、冷却速度の違いによって遷移温度が移行する実験結果と対応した。

Abstract

For the purpose of making calculable the microstructure feature value required for predicting the Charpy absorption energy of the heat-affected zones (HAZs) of steel-plate welds with a brittle fracture model based on weakest link theory, a phase transformation model has been constructed on the basis of the phase transformation data on a quaternary model steel and the previously reported model formula. It has been confirmed that the phase transformation behavior of HAZs at various cooling rates can be reproduced by the model calculation for steel plates with different chemical compositions, mainly HT570 grade and HT780 grade steels. Calculations based on this phase transformation model have confirmed that the Charpy absorption energy of HAZ can be consistently predicted, and the calculated values agree well with the experimental results. In addition, the predicted transition curve of Charpy absorption energy corresponds to the experimental results in which the transition temperature shifts due to the difference in cooling rate.

検索用キーワード

厚鋼板, じん性, 溶接熱影響部, HAZ, 組織予測, CCT, 相変態

まえがき = 厚鋼板は、船舶、建築鉄骨、橋梁、海洋構造物等の大型構造物に用いられ、溶接によって組み立てられる。溶接熱影響部 (Heat Affected Zone; HAZ) では、圧延で加工された組織が溶接の熱影響を受けてその特長を失い、結晶粒の粗大化や硬質第二相組織の形成により、一般に溶接前よりもじん性が低下する。このため溶接構造物の安全性担保のために、HAZのじん性確保が求められる。HAZの組織は鋼板の化学成分や板厚だけでなく溶接条件 (入熱量、パス間温度など) に応じて異なる最高到達温度や冷却速度の影響を受けるため、これを実験的に把握するには鋼板の溶製・圧延と溶接施工あるいは溶接を模擬した熱処理が必要となり、多くのコストや時間を要する。データ駆動型の材料開発 (Materials Informatics) が近年注目されているが、HAZじん性の予測に対する機械学習型モデルの構築は、この試作コストを考慮すると難しい。そこで、物理モデルをベースにしてHAZ特性の予測を行うシステムの開発が進められている¹⁾。これによりHAZじん性を予測できるようになれば、鋼板の化学成分と溶接プロセスの最適化設計に活用することにより開発効率の向上が期待できる。

HAZでは、とくに上部ベイナイト組織において、じん性が低下することが知られている²⁾。上部ベイナイトでは硬質第二相であるMA (Martensite Austenite constituents) の形成や、有効結晶粒径の粗大化が生じるためである^{2), 3)}。この上部ベイナイトの脆性破壊については、マイクロ破壊機構に着目した最弱リンク論によりシャルピー吸収エネルギーを予測するモデルが提案されている⁴⁾。これは、試験片中のある一点でへき開破壊が発生するとそれが試験片全体に伝播し、最も破壊抵抗の弱い起点が全体の破壊を支配すると考えるモデルである⁵⁾。このモデルでは、材料の破壊抵抗を計算するために硬質第二相であるMAの分布、ベイナイトラス幅分布、強度などの材料組織情報が必要になる。これら組織因子は、変態温度に依存すると考えられ、鋼材の化学成分、溶接条件で定まる溶接熱履歴からHAZ組織とシャルピー吸収エネルギーを一貫して予測するためには、相変態の挙動を考慮する必要がある。本稿では、アーク溶接された低炭素厚鋼板のHAZを模擬したモデル合金の相変態挙動の実験データに基づき、HAZ組織予測のベースとなる相変態モデルの構築に取り組んだ。また、組織予測の計算結果を用いて、脆性破壊モデルによりシャ

*1 技術開発本部 材料研究所 *2 東京大学大学院 工学系研究科 *3 東京大学大学院 工学系研究科 マテリアル工学専攻

ルピー吸収エネルギーを予測した。

1. 相変態予測モデル

HAZでは、鋼材の化学成分と溶接熱履歴に応じて、フェライト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトの各変態が生じる。相変態モデルの考え方はフェライト、パーライト、ベイナイトと同様であり、このうちフェライト変態モデルを代表として取り上げ、マルテンサイト変態モデルを加えて説明する。

オーステナイトからの相変態の反応速度論では、Zener⁶⁾とHillert⁷⁾らの式を基に、合金元素や旧 γ 粒径の影響を考慮した等温変態モデルの式(1)が一般化されている⁸⁾。

$$\tau(X, T) = \frac{F(C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo, G)}{\Delta T^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)} S(X) \quad \dots\dots (1)$$

ここで、相変態のS字曲線の挙動を表現するS(X)は式(2)のように表される。

$$S(X) = \int_0^X \frac{dX}{X^{0.4(1-X)}(1-X)^{0.4X}} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここに、X：変態率

T：温度 (K)

$\tau(X, T)$ ：温度Tで変態率Xに到達するまでの時間(s)

C, Si, Mn, Ni, Cr, Mo：各元素の質量分率

G：旧 γ 粒径 (ASTM number)

ΔT ：過冷度 (K)

Q：活性化エネルギー (kcal/mol)

R：気体定数 (kcal/mol・K)

n：定数

である。これについて、フェライトの等温変態では式(3)のように表される⁸⁾。

$$\tau = \frac{FC}{2^{0.41G}(Ae_3 - T)^3 \exp\left(-\frac{27500}{RT}\right)} S(X) \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここに、 Ae_3 ：フェライト変態開始温度 [K] であり、成分による経験式が提案されている^{9), 10)}。また、合金元素による変態速度への影響を考慮したFCは式(4)で表される。

$$FC = \exp(1.00 + 6.31C + 1.78Mn + 0.31Si + 1.12Ni + 2.70Cr + 4.06Mo) \quad \dots\dots\dots (4)$$

連続冷却中のフェライト変態モデルは、式(3)の等温変態モデルを基に各温度での変態率を加算できるよう拡張されており⁸⁾、式(1)～式(3)を用いて式(5)のように表される。

$$\frac{dX}{dt} = \frac{2^{0.41G}(Ae_3 - T)^3 \exp\left(-\frac{27500}{RT}\right) X^{0.4(1-X)}(1-X)^{0.4X}}{FC} \quad \dots (5)$$

パーライト変態やベイナイト変態についても、これと同様に取り扱うことができる。

いっぽう、マルテンサイト変態については、マルテンサイト分率が100%となるFormaster試験の結果から、マルテンサイト変態率とMs (マルテンサイト変態開始

温度)-T依存性の相関を実験的に決定し、それを用いて変態率を計算できる。

以上に述べた内容をふまえて、HAZの相変態モデルを構築した。変態率の計算に用いる旧 γ 粒径は、熱履歴を反映して結晶粒成長を計算できる井川らの式¹¹⁾で求めた。式(4)中に含まれる合金元素の変態遅延の効果を表す係数は経験値であるため、今回適用対象とする低炭素厚鋼板向けに後述する実験結果を用いて各係数を見直した。また、従来の相変態モデルでは式(4)においてCu, V, Nb, Bのような主要な合金元素が考慮されておらず、Fe-0.07, 0.15C-1.5Mn-X (X=Si, Cu, Ni, Cr, Mo, V, Nb, B) 4元系のモデル合金を中心に相変態データを整備した。さらに、合金元素を複合添加したHT570 MPa級やHT780 MPa級鋼の成分と合わせて相変態モデルに含まれるパラメータの見直しを行った。

2. 実験方法

表1に示す化学成分の異なる29種のsteel 1～29を真空溶解にて溶製後^{12), 13)}、圧延を行い、直径3 mmで長さ10 mmのFormaster試験片を採取した。高周波誘導加熱装置を用いて1,400℃で5秒間保持した後、1,000℃まで50℃/sで冷却し、1,000℃以下の冷却速度が1～50℃/sとなる条件で溶接による熱影響を模擬した熱サイクルを付与した。その際にCCT (Continuous Cooling Transformation) 曲線を取得し、このCCT曲線から温度-変態率を算出した。

Formaster試験後は、試料を研磨してナイタールで腐食させ、光学顕微鏡で観察した。また、5 kgfの荷重でビッカース硬さを測定した。さらに、シャルピー衝撃試験を複数の試験温度で実施した。

3. 相変態モデル計算結果と実験結果の比較

モデル鋼のFormaster試験後のマイクロ組織の例としてsteel 27のマイクロ組織を図1に示す。steel 27はHT570 MPa級実用鋼を模擬した成分である。冷却速度が遅い(1℃/sあるいは3℃/s)場合はフェライトとベイナイトの混合組織になり、冷却速度が大きいとフェライトの割合が少なく、10℃/sではベイナイト、30℃/sでベイナイトとマルテンサイトの混合組織となった。このsteel 27は相変態モデルの係数調整に用いた鋼板であるが、連続冷却中の相変態挙動について、変態率を計算した結果と実験値の比較を図2に示す。冷却速度の違いにより主体組織の相がフェライト、ベイナイト、マルテンサイトと異なるが、いずれの冷却速度でもモデル計算した温度と変態率の関係は実験とよく一致した。また、この相変態モデルを用いて描いたCCT線図を図3に示す。ここでsteel 28はHT570 MPa級、steel 25はHT780 MPa級の鋼板である。マルテンサイト変態開始点の予測精度に改善の余地があるものの、モデル計算したフェライト変態、ベイナイト変態開始線(色付きの線)と実験値(黒い線)は良く一致しており、様々な成分系についてHAZの相変態を計算可能なモデルといえる。

係数調整に用いていないsteel 29の検証計算結果を図4

表 1 モデル鋼の化学成分
Table 1 Chemical compositions of model steels

(mass%)

Steel	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	B	N
1	0.065	-	1.52	-	-	-	-	-	-	-	0.0032
2	0.071	-	1.50	0.50	-	-	-	-	-	-	0.0015
3	0.073	-	1.53	-	1.00	-	-	-	-	-	0.0026
4	0.065	-	1.51	-	-	0.51	-	-	-	-	0.0030
5	0.067	-	1.51	-	-	1.51	-	-	-	-	0.0031
6	0.066	-	1.50	-	-	-	0.21	-	-	-	0.0027
7	0.070	-	1.48	-	-	-	0.59	-	-	-	0.0026
8	0.073	-	1.51	-	-	-	-	0.06	-	-	0.0025
9	0.065	-	1.48	-	-	-	-	-	0.029	-	0.0027
10	0.066	-	1.46	-	-	-	-	-	-	0.0007	0.0032
11	0.067	0.40	1.47	-	-	-	-	-	-	-	0.0023
12	0.072	0.16	1.51	-	-	-	-	-	-	0.0013	0.0026
13	0.155	-	0.80	-	-	-	-	-	-	-	0.0034
14	0.152	-	1.51	-	-	-	-	-	-	-	0.0018
15	0.142	-	1.51	-	1.50	-	-	-	-	0.0010	0.0031
16	0.154	-	1.53	-	3.01	-	-	-	-	0.0011	0.0032
17	0.158	-	1.52	-	-	0.54	-	-	-	-	0.0020
18	0.147	-	1.49	-	-	1.50	-	-	-	-	0.0007
19	0.151	-	1.53	-	-	-	0.19	-	-	-	0.0021
20	0.143	-	1.49	-	-	-	0.63	-	-	-	0.0008
21	0.149	-	1.50	-	-	-	-	0.06	-	-	0.0009
22	0.156	-	1.52	-	-	-	-	-	0.030	-	0.0021
23	0.151	-	1.55	-	-	-	-	-	-	0.0010	0.0027
24	0.130	0.30	0.91	0.20	0.78	0.51	0.40	0.04	-	0.0003	0.0031
25	0.130	0.30	0.93	0.20	0.79	0.51	0.40	0.04	-	0.0014	0.0037
26	0.130	0.29	0.91	0.19	0.77	0.51	0.38	0.04	-	0.0014	0.0071
27	0.134	0.30	1.24	-	-	0.21	-	0.04	-	-	0.0028
28	0.067	0.29	1.29	0.20	0.59	0.21	-	0.04	-	-	0.0029
29	0.125	0.30	0.90	0.19	1.51	0.50	0.40	0.04	-	0.0012	0.0033

Other elements: 0.03~0.06Al, 0.001~0.007P, 0.001~0.003S, 0.001~0.003O

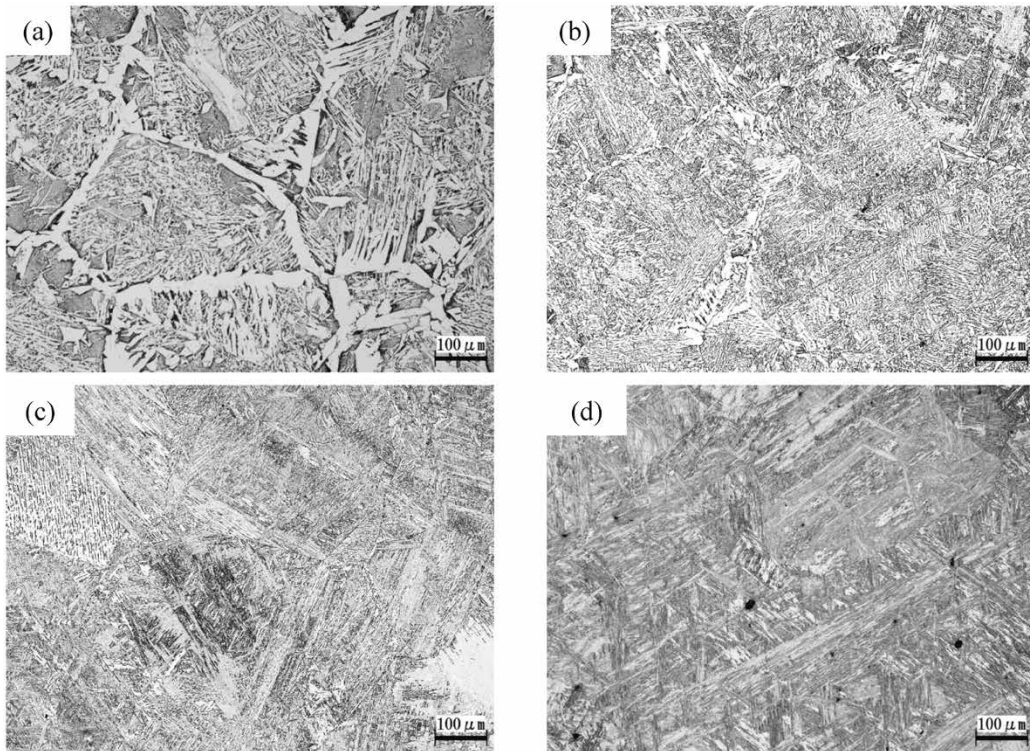


図 1 Steel 27 のマイクロ組織 冷却速度 (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s, (d) 30°C/s
Fig.1 Optical micrographs of steel 27 cooled at cooling rate (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s and (d) 30°C/s

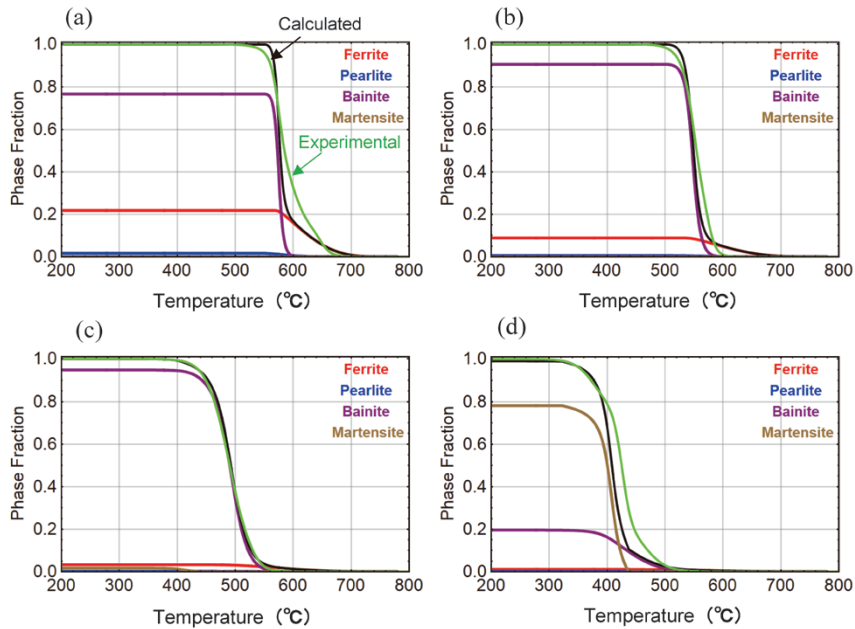


図2 Steel 27の相変態挙動のモデル計算値と実験値の比較 冷却速度 (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s, (d) 30°C/s
Fig.2 Comparison between calculated and experimental transformation behavior of steel 27 cooled at cooling rate (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s and (d) 30°C/s

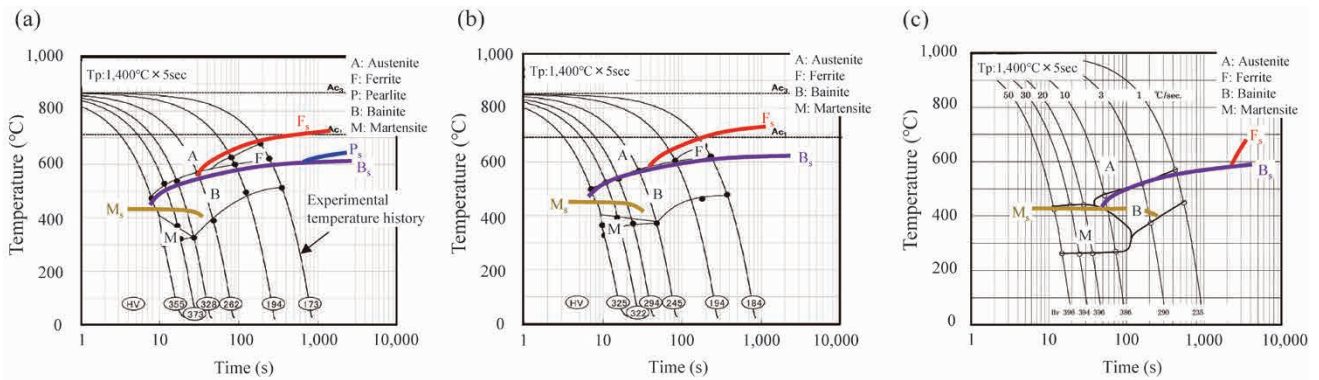


図3 CCT曲線図 (a) steel 27 : HT570 (0.13C-0.3Si-1.2Mn-0.2Cr-0.04V), (b) steel 28 : HT570 (0.07C-0.3Si-1.3Mn-0.2Cu-0.6Ni-0.2Cr-0.04V), (c) steel 25 : HT780 (0.13C-0.3Si-0.9Mn-0.2Cu-0.8Ni-0.5Cr-0.4Mo-0.04V-0.0014B)
Fig.3 CCT curves of (a) steel 27: HT570 (0.13C-0.3Si-1.2Mn-0.2Cr-0.04V), (b) steel 28: HT570 (0.07C-0.3Si-1.3Mn-0.2Cu-0.6Ni-0.2Cr-0.04V) and (c) steel 25: HT780 (0.13C-0.3Si-0.9Mn-0.2Cu-0.8Ni-0.5Cr-0.4Mo-0.04V-0.0014B)

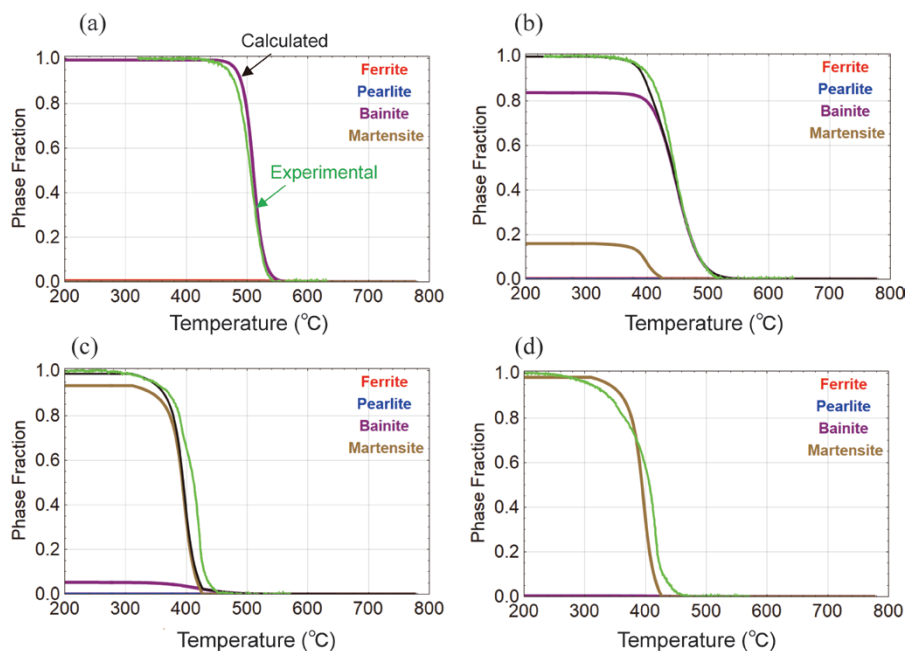


図4 Steel 29の相変態挙動のモデル計算値と実験値の比較 冷却速度 (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s, (d) 30°C/s
Fig.4 Comparison between calculated and experimental transformation behavior of steel 29 cooled at cooling rate (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s and (d) 30°C/s

に示す。steel 29は冷却速度が小さいときにフェライト変態が生じず、ベイナイトとなる鋼板である。冷却速度の違いによらず変態開始温度や途中の変態挙動も計算と実測でよい一致を示した。

4. 相変態モデルの計算結果を用いたシャルピー吸収エネルギーの予測

構築したモデルを用いてHAZの相変態挙動を予測して得られたマイクロ組織の特徴量からシャルピー吸収エネルギーまでを一貫して計算し、その有効性を検証した。材料の破壊抵抗である局所破壊応力 (σ_f) は、Griffith理論をベースにベイナイト組織の特徴を反映した式 (6) または式 (7) で与えられる⁴⁾。

$$\sigma_f = \frac{4E\gamma_{eff}}{\left(1 + \frac{1}{\sqrt{2}}\right)(1 - \nu^2)(\sigma_Y - \sigma_0)a} \quad (t < C_c) \quad \dots\dots\dots (6)$$

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{4E\gamma_{eff}}{\pi(1 - \nu^2)t} - \frac{a^2(\sigma_Y - \sigma_0)^2}{8\pi^2 t^2} - \frac{a(\sigma_Y - \sigma_0)}{2\sqrt{2}\pi t}} \quad (t \geq C_c) \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここに、 C_c は式 (8) のように表される。

$$C_c = \frac{\left(1 + \frac{1}{\sqrt{2}}\right)(1 - \nu^2)a^2(\sigma_Y - \sigma_0)^2}{8\pi E\gamma_{eff}} \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここに、 E : ヤング率 (Pa)

γ_{eff} : 有効表面エネルギー (J/m²)

ν : ポアソン比

σ_Y : 降伏強度 (Pa)

σ_0 : 摩擦応力 (Pa)

a : ベイナイトラス幅または粒界フェライト厚さ (m)

t : MA厚さ (m)

である。式 (6) または式 (7) は、転位のピルアップがラス幅あるいは粒界フェライト厚さに応じて生じ、

MAの割れ発生やMAと母相の界面の剥離によりマイクロクラックが生じることを前提としたモデルである⁴⁾。この局所破壊応力は a や t の寸法分布に応じたばらつきがあり、その確率分布と有限要素解析で求めたノッチ直下の応力分布を組み合わせて最弱リンク論で破壊発生を判定する。これにより、試験片が破壊発生までに蓄えたエネルギーをシャルピー吸収エネルギーとして決定することができる。これを各試験温度で計算することにより、破壊確率に関連付けたシャルピー吸収エネルギーの遷移曲線が導出できる。

式 (6) または式 (7) を用いて局所破壊応力を求めるためには、MA厚さやラス幅の分布が必要になる。ラス幅は、ベイナイト変態温度との関係を予め実験的に求めておき、連続冷却中のモデル計算で予測した変態温度から計算した¹⁴⁾。また、MA厚さの分布は、ラス幅の計算結果と連続冷却中の変態過程での未変態 γ 分率を基に計算した。降伏強度は、各相の化学成分・変態温度の関数としてUmamotoらの式¹⁵⁾を修正して計算した。有効表面エネルギー γ_{eff} の値は実験結果と対応するように設定し、本検討範囲では鋼種によらず一定とした。試験温度が高くなるにつれて、シャルピー吸収エネルギーは大きくなるが、計算上脆性破壊が生じない場合には延性破壊が生じると考え、その吸収エネルギーを200 Jとして遷移曲線を作成した。

steel 27の再現熱サイクル試験材 (1,400°Cで5 s保持、800~500°Cで冷却速度1~30°C/s)のシャルピー試験結果と、この条件に対して相変態からシャルピー吸収エネルギーまで一貫して予測した計算結果を図5に示す。図5中の数字は破壊確率であり、破壊確率5%、50%、95%の遷移曲線をプロットしている。遷移温度以下の温度域において、予測した遷移曲線は実験結果とよく一致した。このsteel 27は冷却速度が大きくなると第二相が疑

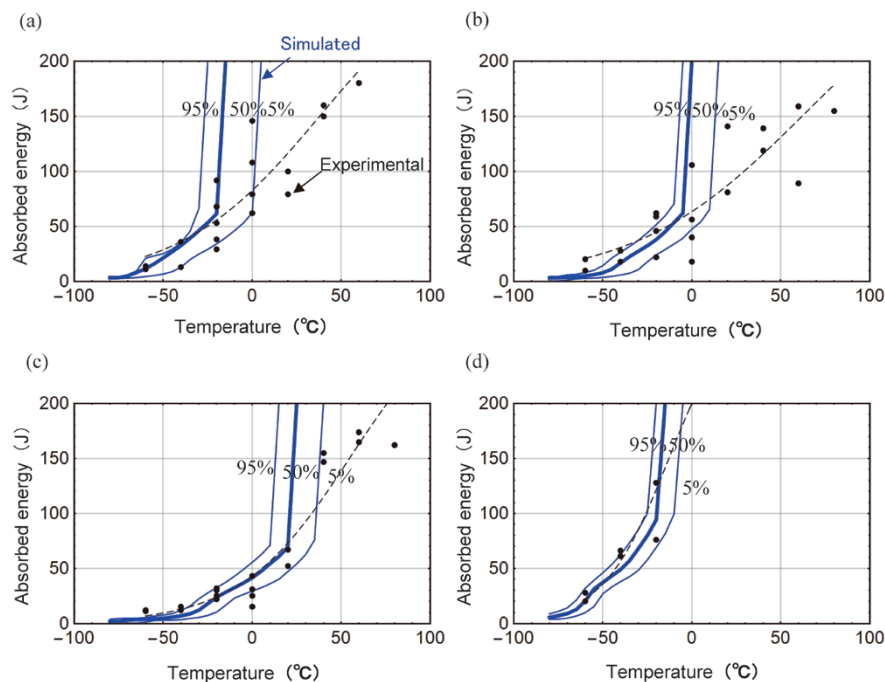


図5 Steel 27のシャルピー遷移曲線の計算値と実験値 (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s, (d) 30°C/s

Fig.5 Simulated and experimental Charpy absorbed energy transition curves for simulated HAZ for steel 27 (a) 1°C/s, (b) 3°C/s, (c) 10°C/s and (d) 30°C/s

似パーライト主体からじん性に有害なMA主体となるため、冷却速度が1℃/sから10℃/sまで大きくなると遷移曲線は高温側に移行する。いっぽう、冷却速度が30℃/sではマルテンサイトと下部ベイナイト組織が形成され、遷移曲線は低温側に移行する。この予測では各冷却速度に応じたHAZ組織の特徴を反映できており、遷移曲線の挙動をモデル計算で再現できていることがわかる。

シャルピー吸収エネルギーが50 Jとなる温度における実験結果と計算結果（破壊確率50%）の比較を図6に示す。図6中の数字は800℃から500℃の冷却速度であり、最高加熱条件はいずれも1,400℃で5 s保持である。合金成分の添加量が異なる低炭素鋼において、冷却速度が1℃/sから50℃/sまで変化しても実験結果は概ね±20℃の予測範囲に収まっており、高精度であることが確認された。

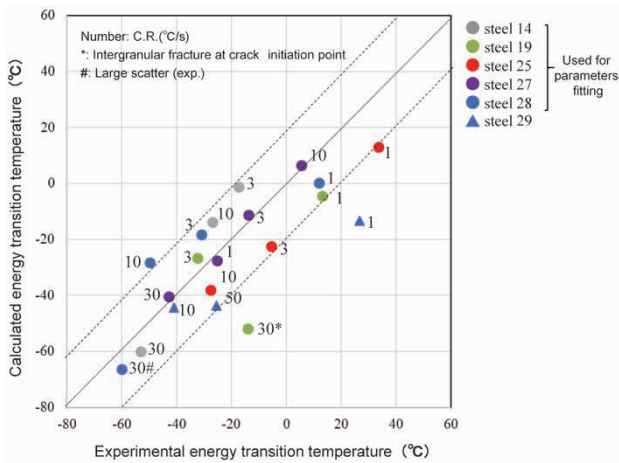


図6 50 J 遷移温度の計算値と実験値の比較

Fig. 6 Comparison between calculated and experimental transition temperatures of 50 J

むすび=低炭素厚鋼板に対してHAZ組織の相変態予測モデルを構築し、化学成分の異なる鋼板に対して様々な冷却速度におけるHAZの相変態挙動を再現した。また、HAZのマイクロ組織の特徴量から脆性破壊温度域でのシャルピー吸収エネルギーを精度よく予測できた。この相変態モデルを利用することにより、成分や熱履歴の情報からHAZの組織とじん性を一貫して予測できる。

現在、多層溶接にも対応できるじん性予測モデルの開発を行っており、本報告の結果を活用して、幅広い成分、溶接プロセスに対応したHAZじん性予測技術を構築していく。

本研究は、内閣府総合科学技術・イノベーション会議の戦略的イノベーション創造プログラム（SIP）「統合型材料開発システムによるマテリアル革命」（管理人：JST）によって実施した成果である。

参考文献

- 1) 小関敏彦. 溶接学会誌. 2017, Vol.86, No.1, p.12-15.
- 2) 大野恭秀ほか. 鉄と鋼. 1972, Vol.58, No.2, p.306-316.
- 3) 平井征夫. 溶接学会誌. 1981, Vol.50, No.1, p.37-46.
- 4) M. Kunigita et al. Engineering Fracture Mechanics, 2020, Vol.230, Article106965.
- 5) F. M. Beremin. Metallurgical and Materials Transactions A.1983, Vol.14A, p.2277-2287.
- 6) C. Zener. Trans. AIME. 1946, Vol.167p.550-595.
- 7) M. Hillert. Jernkont. Ann. 1957, Vol.141, p.757-789.
- 8) M. V. Li et al. Metallurgical and Materials Transactions B. 1998, Vol.29B, p.661-672.
- 9) K. W. Andrews. J. Iron Steel Inst. 1965, Vol.203, p.721-727.
- 10) R. A. Grange. Metal Prog. 1961, Vol.79, p.73-75.
- 11) 井川 博ほか. 溶接学会誌. 1977, Vol.46, No.8, p.508-514.
- 12) M. Kunigita et al. Engineering Fracture Mechanics. 2020, Vol.230, Article106966.
- 13) 後藤聡太ほか. SIP「革新的構造材料」マテリアルズインテグレーションシンポジウム2016講演概要. 2016, p.24.
- 14) 井元雅弘ほか. CAMP-ISIJ. 2019, Vol.32, p.353.
- 15) M. Umemoto et al. Mat. Sci. and Technology. 2001, Vol.17, Issue5, p.505-511.