

凝固過程および凝固後における高クロム鋼の 高温変形挙動

水上 英夫*・山中 章裕*・渡部 忠男*

Tensile Strength of Chromium Steel during and after Solidification

Hideo MIZUKAMI, Akihiro YAMANAKA and Tadao WATANABE

Synopsis : Phase dependence of tensile strength of chromium steel during and after solidification has been studied by a technique for high temperature tensile test. The experimental technique enabled a sample to melt and solidify without crucible, and we can measure a minute load in a solidification temperature range by the experimental technique.

A numerical model for the analysis of phase transformation during and after solidification was developed with an assumption of local equilibrium at liquid/solid interface or δ/γ phase interface.

The zero strength temperature was in agreement with zero ductility temperature, and both of them appeared at the solid fraction of about 0.8.

The tensile strength of chromium steel was dependent on the phase state but not chromium contents. Equations for prediction of tensile strength of δ and γ phases were determined using the experimental results in combination with the previous results for carbon steel and stainless steel.

$$\sigma_{\delta} = 0.014(T_{\delta, \text{strat}} - T) + 1.2, \text{ MPa}$$

$$\sigma_{\gamma} = 0.067(T_{\gamma, \text{strat}} - T) + 6.7, \text{ MPa}$$

Tensile strength of δ phase state is smaller than that of γ phase, and temperature dependence of tensile strength of δ phase is also smaller than that of γ phase.

The tensile strength of δ and γ coexisting phase is predicted from the following equation.

$$\sigma_{(\delta+\gamma)} = \sigma_{\delta} \cdot f_{\delta} + \sigma_{\gamma} \cdot f_{\gamma}$$

These estimated values are in good agreement with experimental results.

Key words : tensile strength; ductility; chromium steel; solidification; solute redistribution.

1. 緒言

高クロム鋼の連続鋳造鋳片の表面品質および内部品質を向上させるためには、凝固シエルの高温変形挙動を把握し操業条件を最適化することが重要である。これには凝固シエルに作用する応力状態の予測が必要であり、従来から凝固過程における引張強度および延性の発現挙動に関する研究¹⁻¹⁶⁾が行われて来た。

高クロム鋼の凝固過程はクロム濃度に依存して変化し、 δ 相を初晶とする固液共存領域の幅、 $(\delta+\gamma)$ 2相領域内の δ 相と γ 相の割合や δ/γ 変態終了温度が変わる。このため凝固過程における引張強度、延性もクロム濃度により変化すると考えられるが、これまでに系統的な研究は見当たらない。

そこで本研究では、申ら⁸⁾の開発したのと同様な微小荷重の測定が可能な高温引張試験装置を使用し、高クロム鋼

の凝固過程における引張強度および延性の発現挙動について検討した。また、これまで著者らは炭素鋼¹⁵⁾あるいはステンレス鋼¹⁶⁾の凝固過程における引張強度、延性の測定を行い、いずれの鋼種も凝固過程における引張強度は δ 相あるいは γ 相といった相の状態に依存して変化することを実験的に明らかにした。また、 $(\delta+\gamma)$ 2相領域の引張強度が第一近似として加算則により表現できることも明らかにした。本研究では、炭素鋼およびステンレス鋼の引張強度の測定結果をあわせて整理するとともに、この結果を基に高クロム鋼の引張強度の予測を行った。これより加算則による引張強度の予測の妥当性についても検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

本研究で使用した試験片の化学組成を Table 1 に示す。

平成 11 年 2 月 17 日受付 平成 11 年 5 月 6 日受理 (Received on Feb. 17, 1999; Accepted on May 6, 1999)

* 住友金属工業 (株) 総合技術研究所 (波崎) (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 16-1 Oaza-Sunayama Hasakimachi Kashima-gun Ibaraki-ken 314-0255)

Table 1. Chemical composition of samples (mass%).

Samples	C	Si	Mn	P	S	Cr
0CR	0.20	0.24	0.90	0.012	0.0011	tr.
2CR	0.20	0.24	0.88	0.011	0.0010	1.98
5CR	0.20	0.25	0.89	0.011	0.0010	4.90
9CR	0.20	0.22	0.90	0.011	0.0010	8.91
13CR	0.20	0.23	0.89	0.010	0.0010	12.40

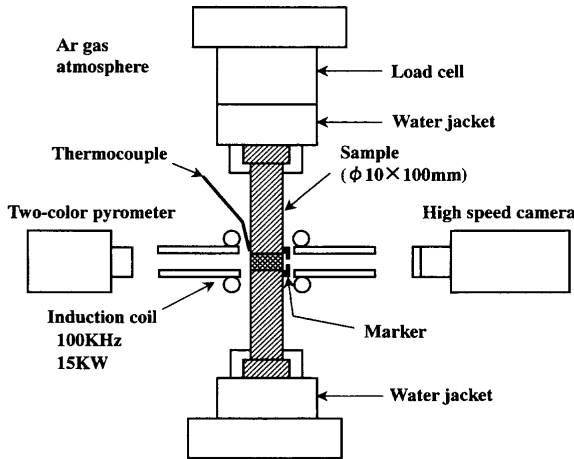


Fig. 1. Measurement system of tensile strength during solidification.

クロム濃度を変え、凝固過程および凝固後のδ相とγ相の割合を変化させた。いずれの試験片も高純度電解鉄および合金鉄を用いて真空溶解炉内で100 kg鋼塊を作製した。これをArガス雰囲気中で1473K、2時間の熱処理を行った後φ25 mmの丸棒に熱間鍛造し、この丸棒から所定の形状に削り出した。

2.2 高温引張試験装置

Fig. 1に本研究で用いた高温引張試験装置の模式図を示す。なお、測定方法は前報¹⁵⁾と同様であるため詳細は省略する。

試験片は直径10 mm、長さ100 mmである。試験片の中央部で幅5 mmの領域を高周波誘導加熱により熔融後、冷却速度0.17K s⁻¹で凝固させた。所定の引張開始温度に達した時点で試験片を引張速度0.05 mm s⁻¹で最大2.5 mm下方向に引張り荷重を測定した。試験片の熔融部の温度は、熔融部中央から5 mm離れた位置で試験片表面に取り付けた熱電対による測温結果と、あらかじめ作製した試験片熔融部の温度との校正直線を基に決めた。

本研究で使用した高周波誘導加熱コイルは、2枚の銅製円環を上下方向に5 mm隔てて組み合わせた構造をしている。円環の間隙から試験片の熔融部を直接観察することが可能であることから、熔融部の温度の測定には2色光温度計も併用した。また、試験片の熔融部の直上および直下の表面に外径1 mmの円筒形状のアルミナ製マーカーをアルミナ系接着剤で固定し、このマーカーの位置の変化を時間分解能2.2×10⁻⁴ s、空間分解能2.0 μmの高速ビデオで記録した。この記録結果を基に凝固過程における試験片の歪み

量を算出した。なお、データ・ロガーと高速ビデオのトリガーは同期させて記録開始時間を一致させた。

3. 解析方法

凝固過程および凝固後の相の状態を予測し、引張強度との対応を検討した。解析に用いた溶質再分配モデルは前報¹⁵⁾と同様である。

本解析で用いた方法は、Murray¹⁷⁻¹⁹⁾らにより構築されたVariable space network法に基づいている。この方法の特徴は、L/δ, L/γあるいはδ/γ界面の位置Rを特定することが可能なことにある。このため相変態界面において局所平衡の仮定を設けることができ、熱力学的平衡計算と連成させることができる。以下では、(L+δ) 2相領域における解析方法を例として示す。

拡散方程式

$$\frac{dC_i^L}{dt} = \left(\frac{\partial C_i^L}{\partial x} \right) \frac{dx_n^L}{dt} + D_i^L \frac{\partial^2 C_i^L}{\partial x^2} \dots\dots\dots(1)$$

$$\frac{dC_i^\delta}{dt} = \left(\frac{\partial C_i^\delta}{\partial x} \right) \frac{dx_n^\delta}{dt} + D_i^\delta \frac{\partial^2 C_i^\delta}{\partial x^2} \dots\dots\dots(2)$$

$$\frac{dx_n^\delta}{dt} = \left(\frac{x_n^\delta}{R} \right) \frac{dR}{dt} \quad : 0 \leq x_n^\delta \leq R \dots\dots\dots(3)$$

$$\frac{dx_n^L}{dt} = \left(\frac{\lambda_1/2 - x_n^L}{\lambda_1/2 - R} \right) \frac{dR}{dt} \quad : R \leq x_n^L \leq \lambda_1/2 \dots\dots\dots(4)$$

$$\frac{dR}{dt} \quad : L/\delta \text{相界面の移動速度}$$

$$\frac{dx_n^L}{dt}, \frac{dx_n^\delta}{dt} \quad : L \text{相}, \delta \text{相の格子点 } x_n^L, x_n^\delta \text{の移動速度}$$

$$\lambda_1 \quad : \text{デンドライト1次アーム間隔}$$

境界条件

$$D_i^\delta \frac{\partial C_i^\delta}{\partial x} = 0, \quad x=0 \dots\dots\dots(5)$$

$$D_i^L \frac{\partial C_i^L}{\partial x} = 0, \quad x=\lambda_1/2 \dots\dots\dots(6)$$

L/δ相界面での質量保存則

$$\frac{dR}{dt} (C_i^\delta - C_i^L) = D_i^\delta \frac{\partial C_i^\delta}{\partial x} - D_i^L \frac{\partial C_i^L}{\partial x} \dots\dots\dots(7)$$

上記の方程式を有限差分法し数値解析を行った。なお、(L+γ) 2相、(δ+γ) 2相領域に関する解析方法も同様である。

Fig. 2に本解析方法のフロー・チャートを示す。初期濃度、初期温度、解析要素サイズ、冷却速度を入力し、解析要素内における溶質元素の拡散方程式を解く。まず、解析要素内の各メッシュにおける溶質濃度と温度の関係から、初晶δ相の晶出を判定する。初晶δ相の晶出後の固液共存領域

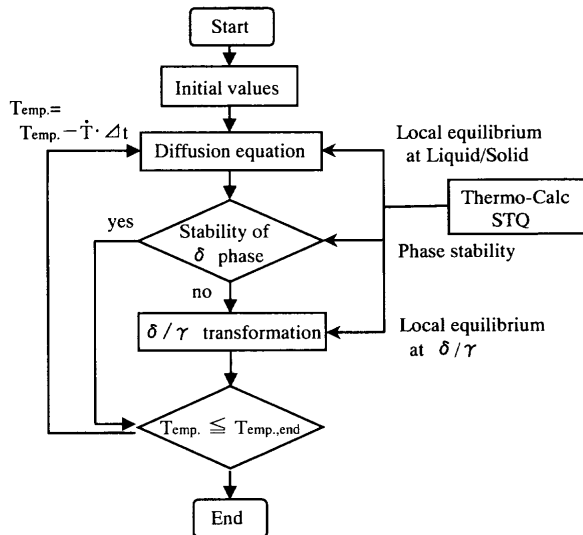


Fig. 2. Flow chart of calculation.

Table 2. Diffusion coefficients of solute elements.

Element	$D^\delta, \text{m}^2/\text{s}$		$D^\gamma, \text{m}^2/\text{s}$		$D^L, \text{m}^2/\text{s}$	
C	$1.27 \times 10^{-6} \exp(-19450/RT)$	ref.	$7.61 \times 10^{-6} \exp(-32160/RT)$	ref.	8.4×10^{-7}	ref.
Si	$8.0 \times 10^{-6} \exp(-59500/RT)$	21)	$3.0 \times 10^{-6} \exp(-60100/RT)$	21)	5.1×10^{-9}	22)
Mn	$7.6 \times 10^{-5} \exp(-53640/RT)$		$5.5 \times 10^{-6} \exp(-59600/RT)$		4.4×10^{-9}	
P	$2.9 \times 10^{-4} \exp(-55000/RT)$		$1.0 \times 10^{-6} \exp(-43700/RT)$		1.4×10^{-9}	
S	$4.56 \times 10^{-4} \exp(-51300/RT)$		$2.4 \times 10^{-6} \exp(-53400/RT)$		4.3×10^{-8}	
Cr	$2.3 \times 10^{-4} \exp(-57200/RT)$	23)	$1.69 \times 10^{-5} \exp(-63200/RT)$	23)	4.8×10^{-9}	24)

Table 3. Calculation conditions.

Parameter	Value
Primary dendrite arm spacing, μm	600
Number of segments	300
Cooling rate, Ks^{-1}	0.17
Position of initial interface, μm	1

において固相が δ 相で維持されるか、あるいは δ/γ 変態が生じ γ 相が析出するかどうか熱力学平衡計算により判定する。固液共存領域内で δ/γ 変態が生じる場合、包晶反応により(L+ δ + γ) 3相を形成しそのまま凝固するか、あるいはさらに変態が進行して(L+ γ) 2相を形成し凝固を完了する。最終温度 $T_{\text{emp, end}}$ に達するまで、冷却速度 \dot{T} 、タイム・ステップ Δt で温度 T_{emp} を降下させ計算を繰り返す。ここで、最終温度 $T_{\text{emp, end}}$ は実験温度の下限値1400Kとし、液相線温度および δ/γ 変態温度は溶質濃度から決まる熱力学的平衡計算に依る温度とした。なお、熱力学的平衡計算は汎用の計算ソフト²⁰⁾を使用した。

解析で使用する物性値をTable 2に、解析条件をTable 3にそれぞれ示す。なお、本解析において dendrait 1次アーム間隔は岡本ら²⁵⁾による実験値をもとに冷却速度 0.17Ks^{-1} の時の値 $600 \mu\text{m}$ 一定と仮定した。また、Variable space network法では晶出相あるいは析出相の初期厚みを有限な値に設定する必要がある、本解析ではこの初期厚みを $1 \mu\text{m}$ と仮定し解析を行った。

なお、解析は以下の仮定の基で行った。

(1) 固液界面および δ/γ 変態界面で局所平衡が成立す

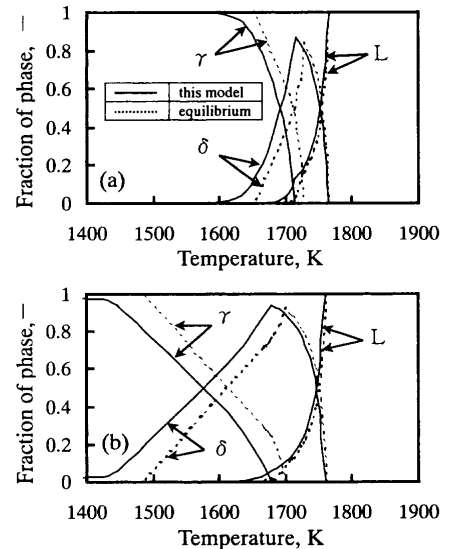


Fig. 3. Comparison of calculated relation between solid fraction and temperature of this model with the equilibrium model. (a) sample 9CR and (b) 13CR.

る。

- (2) 凝固時に過冷却は存在しない。
- (3) 界面の形状は平滑である。
- (4) 解析要素内の温度は均一である。
- (5) デンドライトの成長方向への拡散はない。
- (6) 拡散係数は溶質濃度に依存しない。
- (7) 凝固および変態過程で密度変化がない。

4. 解析結果

4.1 熱力学的平衡計算との比較

本解析モデルの妥当性を評価するには、梅田ら²⁶⁾の解析の様に dendrait 1次アームと垂直な面における溶質濃度との比較や δ/γ 相変態量との比較を温度を変え行う必要があると考えられるが、これまでに高クロム鋼に関する測定例は見当たらない。そこで本解析モデルの妥当性を直接示すものでないが、固液共存領域および凝固後における δ 相と γ 相の割合と温度の関係を熱力学的平衡計算結果と比較した。ここでは、(δ + γ) 2相領域を形成する試験片9CRおよび13CRについて検討した。

Fig. 3(a)に試験片9CRのL, δ , γ 相の割合の温度変化について本解析モデルと熱力学的平衡計算²⁰⁾で予測した結果を示す。本解析モデルの結果を実線で、平衡計算による結果を破線でそれぞれ示す。L相の割合を見ると、本解析および平衡計算はいずれの場合も温度の低下とともに減少するが、割合約0.2までは本解析と平衡計算の差は小さい。温度がさらに低下するにつれてL相の割合は減少し、本解析と平衡計算の差が増大する。平衡計算の方が先にL相が消失し、凝固完了温度は本解析モデルの方が約30K低くなる。これは溶質元素の濃化に起因し、本解析では溶質再分配を

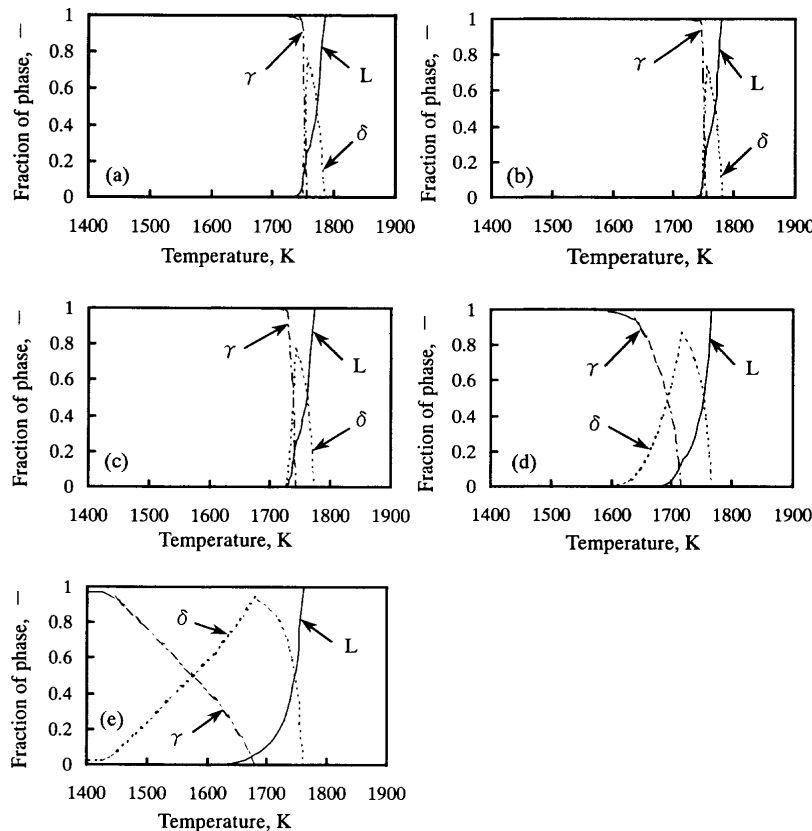


Fig. 4. Calculated results for the relationship between fraction solid and temperature. (a) sample 0CR, (b) 2CR, (c) 5CR, (d) 9CR and (e) 13CR.

考慮しているためと考えられる。なお、固相内無拡散を仮定したScheilモデルで固相線温度を求めると本解析モデルよりも約220K低い。初晶 δ 相の変化を見ると、温度の低下につれて δ 相の割合が増大し、いったん最大値を示した後包晶反応による γ 相の析出により減少する。本解析の方が平衡計算よりも γ 相単相となる温度が約60K低い、これは固相内の溶質再分配に依るためと考えられる。

Fig. 3(b)に試験片13CRの相の温度変化を示すが、L、 δ 、 γ 相いずれの場合も試験片9CRと同様な挙動を示す。本解析の方が平衡計算よりも固相線温度が約50K低い。なお、Scheilモデルで求めた固相線温度よりも本解析の方が約160K高い。また、 δ 相が消失し γ 相単相となる温度は平衡計算と比較し本解析の方が80K以上低い。試験片13CRの方が9CRよりもクロム濃度が高いため溶質再分配の影響が大きく本解析と平衡計算の差が大きくなっているものと考えられる。

4・2 凝固過程における相変態の予測

凝固過程における相の状態と温度の関係を本解析モデルにより予測し、その結果をFig. 4に示す。Fig. 4(a)に試験片0CRの相の変化を示す。試験片0CRの初晶は δ 相であり凝固が進行するにつれ包晶反応により γ 相が析出し、いったん(L+ δ + γ)3相領域を形成する。その後、 δ 相が消失し、(L+ γ)2相共存領域を経て、 γ 相単相となる。この γ 相の割合はわずかな温度低下で急激に増大する。試験片2CRの

温度と相の関係をFig. 4(b)に示すが、2 mass% Crが含有されても凝固過程は試験片0CRの場合とさほど変わらない。初晶 δ 相が晶出後凝固途中で γ 相が析出し、(L+ δ + γ)3相領域を形成する。その後、 δ 相が消失し最終的に γ 単相で凝固を完了する。5 mass% Crが含有された試験片5CRの凝固過程もFig. 4(c)に示す様に試験片2CRと同様な凝固過程を経る。クロム濃度が9 mass%である試験片9CRの凝固過程は試験片0CR、2CR、5CRと異なり、(δ + γ)2相領域を形成する。初晶晶出相が δ 相であることには変わりがないが、包晶反応により(L+ δ + γ)3相を形成後、(δ + γ)2相の状態での凝固が完了する。温度低下に対する γ 相の増加の割合は試験片0CR、2CR、5CRと比較して小さく、 γ 相の存在する温度域は約120Kと広い。その後、(δ + γ)2相内において δ 相の割合が減少し、逆に γ 相の割合が増加して最終的に γ 単相となる。Fig. 4(d)に示す試験片13CRの凝固過程は試験片9CRと同様であり、完全凝固時に(δ + γ)2相を形成する。温度低下に対する δ 相の減少割合および γ 相の増加割合は試験片9CRよりも小さい。本実験温度範囲内で δ/γ 変態は完了せず、9CRと比較し(δ + γ)2相領域の幅が広いことが特徴的である。

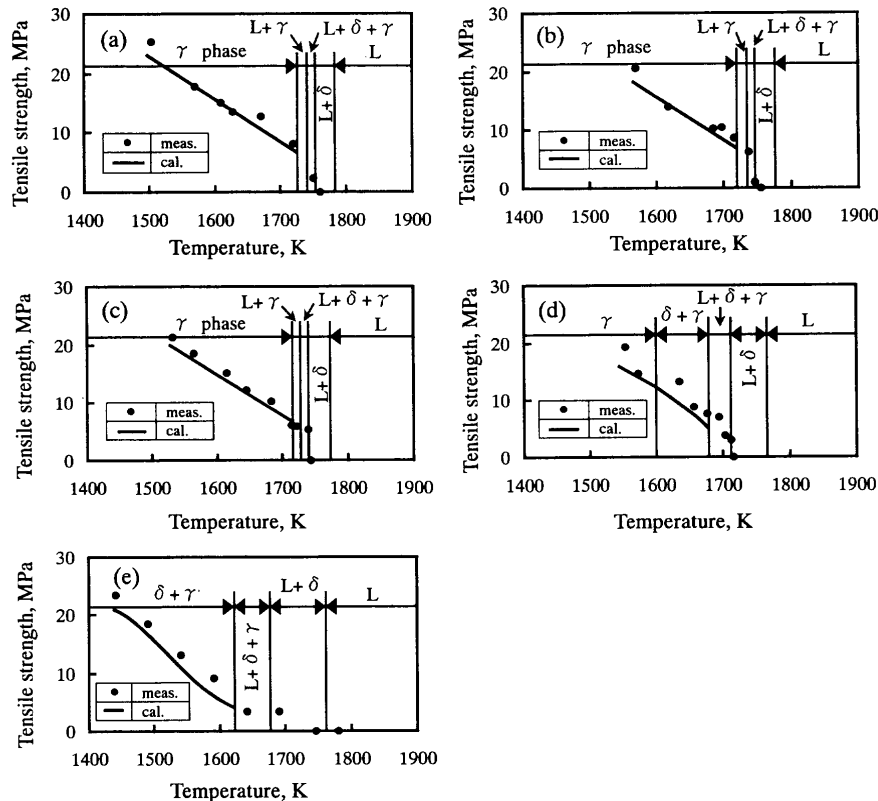


Fig. 5. Tensile strength behavior during and after solidification. Filled circles represent the experimental results and solid line represents the calculated results, respectively.
(a) sample 0CR, (b) 2CR, (c) 5CR, (d) 9CR and (e) 13CR.

5. 実験結果

5.1 引張強度の発現挙動

Fig. 5に凝固過程および凝固後における引張強度の測定結果を示す。同図中には前述の解析モデルを用いて予測した相の状態と温度の関係もあわせて示す。なお、実線で示す引張強度の予測結果については後述する。

Fig. 5(a)に試験片0CRの引張強度の測定結果を示す。引張強度は(L+ δ) 2相の固液共存領域で発現し、固相線温度より約10K低い温度で引張強度は約8MPaとなる。本実験温度範囲において、固相線温度以下の γ 相領域で引張強度は温度の低下とともに増大する。

Fig. 5(b), (c)に試験片2CR, 5CRの引張強度の測定結果をそれぞれ示す。引張強度の発現挙動は、試験片0CRの場合と同様であり、いずれの場合も初晶 δ 相とL相の固液共存領域内で発現する。いずれも、凝固完了時には γ 相単相となり、固相線温度直下で引張強度約7MPaを示す。 γ 相領域内で温度が低下すると、引張強度は増大する。

試験片9CRの測定結果をFig. 5(d)に示す。本試験片の場合、凝固完了時に(δ + γ) 2相領域を形成することが試験片0CR, 2CR, 5CRとは異なる。試験片9CRの引張強度は、試験片0CR, 2CR, 5CRと同様に(L+ δ) 2相領域で発現する。 $(\delta$ + γ) 2相領域および γ 相単相領域において温度の低下とともに引張強度は増大する。

Fig. 5(e)に示す様に、試験片13CRの引張強度も他の試験片と同様に(L+ δ) 2相領域で発現する。試験片13CRの場合、温度が低下すると(L+ δ + γ)の包晶領域を通過後、(δ + γ) 2相で完全凝固する。固液共存温度範囲を構成する(L+ δ) 2相および(L+ δ + γ) 3相領域が広いと、引張強度の温度低下に対する増加の割合が小さい。 $(\delta$ + γ) 2相領域において、引張強度は温度の低下とともに増大する。

固液共存領域における引張強度の発現挙動を検討するため、Fig. 6(a)に引張強度と固相率の関係を示す。固相率の算出には前述の解析モデルを使用した。本実験条件において、いずれの鋼種の場合も引張強度は固相率約0.8で発現しており、この結果は申ら⁸⁾あるいは前報¹⁵⁾の範囲内にある。

引張強度はデンドライト同士が結合して初めて発現するものと考えられる。本実験結果では固相率約0.8となるまで引張強度が発現しないことから、デンドライト同士が結合し始めるのは固相率約0.8であると予想される。デンドライト同士が結合した後、固相率の増加とともにデンドライトの結合面積も増すため、引張強度も増加するものと考えられる。

5.2 延性の発現挙動

Fig. 6(b)には凝固過程における延性と固相率の関係を示す。固相率は前述の解析モデルにより決定した。いずれの試験片の場合も延性は固相率約0.8で発現しており、引張

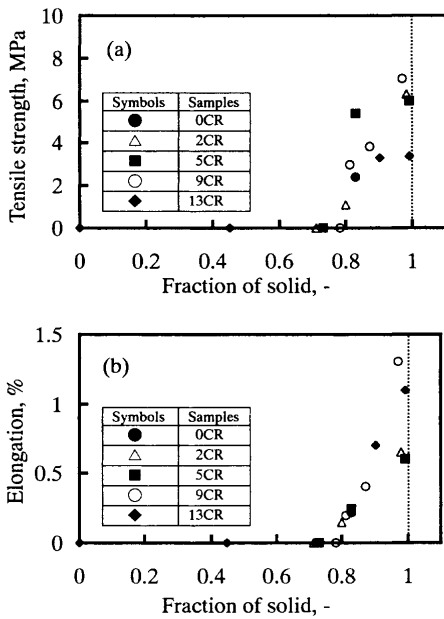


Fig. 6. Tensile strength and elongation vs. fraction of solid.

強度が発現する固相率と一致している。これは鈴木ら²⁷⁾の結果と同様である。固相率の増加につれて延性も引張強度と同様に単調に増大する。この結果から、固液共存温度範囲において引張強度の発現は相互に結合したデンドライト同士の変形を常に伴うものと考えられる。なお、Schmidt-mannら⁴⁻⁷⁾は延性の発現温度と引張強度の発現温度が異なるという報告を行っているが、これは断面減少率R.A.の測定結果を基に決めているため本研究の様な微小な延性を評価できなかったものと考えられる。ただし、本研究で求めた延性と引張試験中に測定したR.A.との対応を明らかにし、従来の報告⁴⁻⁷⁾との関連を検討することが今後の課題と思われる。

6. 考察

6・1 引張強度の相依存性

著者らはこれまでに炭素鋼¹⁵⁾およびステンレス鋼¹⁶⁾の試験片を用いて凝固過程における引張強度の測定を行い、それぞれの鋼において δ 相単相および γ 相単相の引張強度が変態開始温度を基準とした温度差で整理できることを実験的に示した。本報告ではこれまでの結果をあわせて整理するとともに、高クロム鋼の結果と比較した。

Fig. 7に高クロム鋼、炭素鋼およびステンレス鋼の試験片を用いて測定した引張強度と変態開始温度を基準とした温度差の関係をまとめて示す。高クロム鋼の完全凝固後の相は本実験温度範囲において γ 相あるいは $(\delta+\gamma)$ 2相領域であり、 δ 相単相領域が存在しない。なお、試験片13CRには γ 相単相領域が存在しないため同図中に引張強度の測定点がない。高クロム鋼の引張強度は温度差の増加とともに増大し、この傾向は炭素鋼およびステンレス鋼の場合と

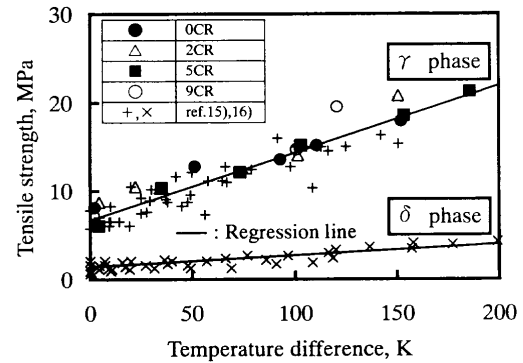


Fig. 7. Tensile strength vs. temperature difference for chromium steel, carbon steel¹⁵⁾ and stainless steel¹⁶⁾.

同様である。 γ 相の引張強度は温度差0Kで約7MPaであり、温度差が増大するにつれて大きくなり、温度差約150Kで約18MPaとなる。これに対して δ 相の引張強度は、温度差0Kの時に約1MPaと小さく、温度差が200Kと大きくなっても約4MPaであり、引張強度の温度差依存性は小さい。 δ 相と γ 相の引張強度は高クロム鋼、炭素鋼およびステンレス鋼いずれの場合も温度差に対して線形関係にある。同じ温度差の場合を見ると γ 相の方が δ 相よりも引張強度は大きく、また温度差依存性も大きい。高クロム鋼、炭素鋼およびステンレス鋼の δ 相あるいは γ 相の引張強度と温度差の関係をあわせて整理し、その回帰式を以下に示す。

$$\sigma_{\delta} = 0.014(T_{\delta, \text{start}} - T) + 1.2, \text{ MPa} \quad R^2 = 0.878 \quad \dots \quad (8)$$

$$\sigma_{\gamma} = 0.067(T_{\gamma, \text{start}} - T) + 6.7, \text{ MPa} \quad R^2 = 0.895 \quad \dots \quad (9)$$

ただし、 σ_{δ} : δ 相の引張強度 [MPa], σ_{γ} : γ 相の引張強度 [MPa], $T_{\delta, \text{start}}$: δ 相の開始点温度 [K], $T_{\gamma, \text{start}}$: γ 相の開始点温度 [K], T : 温度 [K], R^2 : 寄与率をあらわす。

δ 相と γ 相の大きな違いは結晶構造であり、 δ 相の結晶構造は体心立方格子で、 γ 相のそれは面心立方格子である。試験片の変形の程度をあらわす結晶のすべり面の数を比べると体心立方格子の方が面心立方格子よりも多いため、結晶構造が体心立方格子である δ 相の方が γ 相よりも変形し易い。このため δ 相の方が γ 相よりも引張強度が小さくなるものと考えられる。なお、本研究では δ 相単相領域および γ 相単相領域の引張強度の測定結果に溶質元素の種類および濃度の影響が認められないが、これは初期の溶質濃度による液相線温度や溶質再分配による固相線温度の変化や、 δ/γ 変態の開始および終了温度の変化が支配的であるためと考えられる。

6・2 引張強度の予測

鋼の δ 相単相および γ 相単相領域における引張強度が変態開始温度を基準とした温度差で予測できることをFig. 7に示した。ここでは高クロム鋼の $(\delta+\gamma)$ 2相領域における引張強度の予測を、加算則²⁸⁾を用いて行いその妥当性を検

討した。加算則に依れば $(\delta+\gamma)$ 2相領域における引張強度は第一近似として次式であらわすことができる。

$$\sigma_{\delta+\gamma} = \sigma_{\delta} \cdot f_{\delta} + \sigma_{\gamma} \cdot f_{\gamma} \dots \dots \dots (10)$$

ただし、 $\sigma_{\delta+\gamma}$: $(\delta+\gamma)$ 2相の引張強度[MPa], σ_{δ} : δ 相の引張強度[MPa], σ_{γ} : γ 相の引張強度[MPa], f_{δ} : δ 相の割合[-], f_{γ} : γ 相の割合[-]である。 δ 相単相および γ 相単相の引張強度はFig. 7の関係を、 δ 相および γ 相の割合はFig. 4の関係をそれぞれ用いた。

上式を試験片0CR~13CRに適用し、測定値と予測値を比較し加算則による予測の妥当性を検討した。前述のFig. 5に実線で予測結果を示す。

Fig. 5(a)~(c)に試験片0CR, 2CR, 5CRの予測結果をそれぞれ示す。 γ 相単相領域における引張強度の予測値は測定値とほぼ一致し、予測値は温度の低下とともに直線的に増大する。Fig. 5(d)の試験片9CRの場合、凝固後に $(\delta+\gamma)$ 2相を形成し、最終的に γ 相単相となる。予測値と測定値を比べると、 γ 相単相領域では温度の低下につれて直線的に増大する。 $(\delta+\gamma)$ 2相領域において引張強度は温度の低下とともに単調に増大しないが、これはFig. 4に示した様に δ 相と γ 相の割合が直線的に変化しないためである。Fig. 5(e)に試験片13CRの予測結果を示すが、 $(\delta+\gamma)$ 2相領域が広く δ 相の減少および γ 相の増加が緩やかなため引張強度の予測値は直線的には変化しない。

いずれの試験片の場合も予測値は測定値に近いことから、加算則による予測法が妥当であると考えられる。なお、これまでに実験で使用した高クロム鋼、炭素鋼、ステンレス鋼はいずれもデンドライト状の凝固組織形態を有しているが、凝固組織形態と引張強度の関連は今後さらに検討が必要と考えられる。

7. 結言

本研究では、高温引張試験装置を用いて凝固過程における高クロム鋼の引張強度の測定を行った。また、熱力学的平衡計算を連成させた溶質再分配モデルを構築し、凝固過程における相の状態を予測した。引張強度と相の状態の関連を比較検討した結果、以下の結論を得た。

(1) 凝固過程および凝固後の引張強度は、高クロム鋼の相の状態に依存して変化する。なお、本研究の実験条件下では、高クロム鋼の組成の影響は認められなかった。

(2) 本実験条件下において、炭素鋼、ステンレス鋼および高クロム鋼の δ 相および γ 相の引張強度は変態開始温度を基準とした温度差の関数としてそれぞれ次式であらわすことができる。

$$\sigma_{\delta} = 0.014(T_{\delta, \text{start}} - T) + 1.2, \text{ MPa} \quad R^2 = 0.878$$

$$\sigma_{\gamma} = 0.067(T_{\gamma, \text{start}} - T) + 6.7, \text{ MPa} \quad R^2 = 0.895$$

(3) 本実験条件下において、 $(\delta+\gamma)$ 2相の引張強度を第一近似として次式であらわされる加算則により予測できる。

$$\sigma_{\delta+\gamma} = \sigma_{\delta} \cdot f_{\delta} + \sigma_{\gamma} \cdot f_{\gamma}$$

(4) 引張強度および延性の発現温度は一致し、いずれの場合も固液共存領域における固相率約0.8で発現する。

文 献

- 1) W.T.Lankford Jr.: *Metall. Mater. Trans.*, **3** (1972), 1331.
- 2) H.Fuji, M.Oda, T.Ohashi, K.Kawamura and K.Asano: *Tetsu-to-Hagané*, **64** (1978), 2148.
- 3) H.Suzuki, S.Nishimura and S.Yamaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 2038.
- 4) E.Schmidtman and L.Pleugel: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **51** (1980), 49.
- 5) E.Schmidtman and L.Pleugel: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **51** (1980), 55.
- 6) E.Schmidtman and F.Rakoski: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **54** (1983), 357.
- 7) E.Schmidtman and F.Rakoski: *Arch. Eisenhüttenwes.*, **54** (1983), 363.
- 8) G.Shin, T.Kajitani, T.Suzuki and T.Umeda: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 587.
- 9) H.Hiebler and M.Wolf: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1132.
- 10) M.Hojo, I.Suichi and S.Tanaka: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1134.
- 11) P.Deprez, J.P.Bricout and J.Oudin: *Mater. Sci. Eng.*, **A168** (1994), 17.
- 12) T.Revaux, P.Deprez, J.Bricout and J.Oudin: *ISIJ Int.*, **34** (1994), 528.
- 13) H.Mizukami, K.Murakami and Y.Kitagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 792.
- 14) T.Nakagawa, T.Umeda, J.Murata, Y.Kamimura and N.Niwa: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 723.
- 15) H.Mizukami, S.Hiraki, M.Kawamoto and T.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 763.
- 16) H.Mizukami, K.Nakajima, M.Kawamoto and T.Watanabe: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 417.
- 17) W.D.Murray and F.Landis: *Trans. ASME*, **81** (1959), 106.
- 18) J.O.Andersson, L.Hoglund, B.Jonsson and J.Agren: *Fundamentals and Applications of Ternary Diffusion*, ed. by G.R.Purdy, Pergamon Press, New York, (1990), 153.
- 19) S.Crusius, G.Inden, U.Knoop, L.Hoglund and J.Agren: *Z. Metallkd.*, **83** (1992), 9.
- 20) B.Jansson, M.Schaln, M.Selleby and B.Sundman: *Computer Software in Chemical and Extractive Metallurgy*, ed. by C.W.Bale and G.A.Irons, The Met. Soc. of CIM, Quebec, (1993), 57.
- 21) Y.Ueshima, S.Mizoguchi, T.Matsumiya and H.Kajioka: *Metall. Trans. B*, **17B** (1986), 845.
- 22) *Handbook of Physico-chemical Properties at High Temperature*, ISIJ, Tokyo, (1988), 181.
- 23) 金属データブック (改訂3版), 丸善, 東京, (1993), 20.
- 24) S.V.Subramanian and G.R.Purdy: *Can. Metall. Q.*, **12** (1973), 455.
- 25) T.Okamoto, S.Matsuo and K.Kishitake: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 425.
- 26) T.Umeda, J.Matsuyama, H.Murayama and M.Sugiyama: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 441.
- 27) 鈴木洋夫, 中村 泰, 西村 哲: 連続製造における力学的挙動, 鉄鋼基礎共同研究会連続製造における力学的挙動部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1985), 87.
- 28) Z.Fan, P.Tsakiroopoulos, P.A.Smith and A.P.Miodownik: *Philos. Mag. A*, **67** (1993), 515.