

論文

1Cr-1Mo-V 鋳鋼の諸性質に及ぼす低 Si 化の効果

© 1984 ISIJ

岩 渕 義孝*・竹之内朋夫*²・宮本 剛汎*²・藤田 哲夫*³

Effect of Lowering Si on the Properties of 1Cr-1Mo-V Casting

Yoshitaka IWABUCHI, Tomoo TAKENOCHI, Takehiro MIYAMOTO, and Tetsuo FUJITA

Synopsis :

Effect of lowering Si content on the porosity frequency, rupture strength and weldability of Cr-Mo-V large castings for turbine casing and valve was investigated, using large test specimens taken from valve castings having low and high Si content. The results are summarized as follows.

- (1) Deoxidation of low Si cast steel is achieved completely by 0.1% Fe-Ti addition.
- (2) Low Si casting has no inverse V segregation and small amounts of porosity as the results of fine dendrite structure.
- (3) There is no difference, between low Si and conventional Si castings, in hardenability and strength at ambient temperature to 566°C.
- (4) Creep rupture strength is improved by lowering Si content.
- (5) Low Si casting possesses better weldability concerning cold cracking and reheat cracking than conventional Si casting.

1. 結 言

蒸気タービンの主弁類, チェストならびにケーシング等の主要鋳鋼品は重量が 10t を超すような大型鋳鋼品であるため, 厚肉部には逆VならびにV偏析などのマクロ偏析に伴って比較的大きなポロシティが生じやすい。ポロシティは延性の低下¹⁾²⁾をもたらすばかりでなく補修溶接の対象となり, SR 割れを起こす原因にもつながる。とくに蒸気温度の高い部分に使用されている Cr-Mo-V 鋳鋼^{3)~6)}は焼入性がよく, また高温強度が優れている反面溶接性が悪く, SR 割れが生じやすい材料⁷⁾⁸⁾である。

ところが, 最近真空炭素脱酸鋼塊により製造した低 Si ロータ材⁹⁾¹⁰⁾等ではマクロ偏析が軽減されるばかりでなく, 長時間脆化が抑制されるという結果が得られている。そこで, これらの Si 量の低減による効果が大型鋳鋼品のポロシティの抑制, さらに補修溶接に伴う欠陥の低減ならびにクリープ破断強度の改善にも作用するかどうかを 1Cr-1Mo-V 鋳鋼弁を製造して試験検討を行った。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材および熱処理

供試材は 50t 電気炉により溶製し, 自硬性砂型に

1560°C で鋳込んだ重量約 15t の高温高圧用鋳鋼弁の余長部試験材である。化学成分は低 Si 化による諸性質への影響を把握するため Si 量のみを変え他成分は一定とした。得られた化学成分を Table 1 に示す。ここで低 Si 鋼の脱酸は取鍋内にて 0.1% Fe-Ti 添加により, また普通 Si 鋼では 0.2% Ca-Si および 0.1% Fe-Ti 添加によつて行つた。

一方, 鋳鋼品では製品の大型化に伴つてシュリンケージキャビティ, ホットティア等の鋳造欠陥が生じやすくなるので, 鋳込速度ならびに指向性凝固を考慮した押湯および湯口設計をする必要がある。Fig. 1 に鋳造方案の概略を, また Photo. 1 に鋳鋼弁の外観を示す。

供試鋳鋼弁は鋳込み, 砂落とし, 低温焼鈍後, 押湯をガス切断により除去した。押湯と本体との間に設けられた余長部試験材は 1050°C で焼ならし, 710°C で焼もどしを行つたのち, 機械切断により本体から切り離して試験に供した。熱処理条件を Fig. 2 に示す。

2.2 内部性状および組織観察

鋳造性への低 Si 化の影響は砂落とし後の鋳肌内外表面

Table 1. Chemical composition of steel.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti
Low Si	0.15	0.06	0.78	0.010	0.012	0.18	1.13	0.97	0.23	0.024
Conv. Si	0.15	0.31	0.81	0.010	0.009	0.16	1.18	0.95	0.24	0.023

を観察し, 湯じわ, 湯境いなどの有無を確認することに

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 4 月 11 日受付 (Received Apr. 11, 1983)

* (株)日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsu-cho Muroran 051)

*² (株)日本製鋼所室蘭製作所 工博 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd.)

*³ 東京芝浦電気(株)京浜事業所 (Keihin Product Operations, Toshiba Co., Ltd.)

よって調べた。また、供試材の横断面について浸透探傷試験 (PT) および磁粉探傷試験 (MT) を JIS G 0565 に準じて行い、3 mm 以上のインディケーションを記録した。さらに、マクロ組織は横断面を塩化銅アンモニウム溶液で腐食して観察した。酸素分析および学振第三法による清浄度測定は肉厚 450 mm の供試材の中心および外表面から採取した試料について行つた。

微視組織は外表面、肉厚の 1/4 (1/4T) および中心部から採取した試料を、ナイトール腐食による光学顕微鏡観察とカーボン抽出レプリカによる電子顕微鏡観察により行つた。ここでレプリカの作成は試料の腐食には 5%ピクリン酸+1%硝酸アルコールを、またカーボン膜

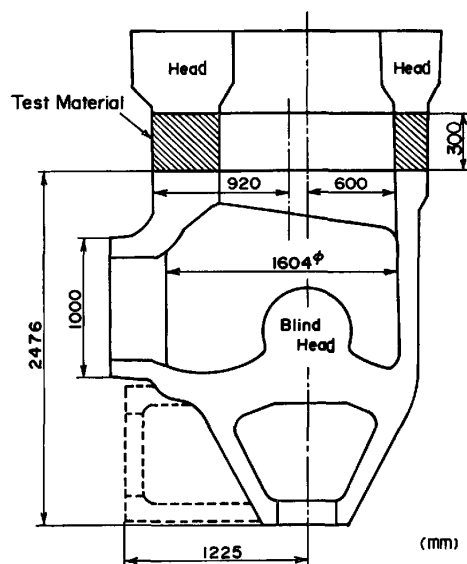


Fig. 1. Casting design and location of test material.



Photo. 1. General view of the casting in the as-cast condition.

の剝離には 20% 塩酸アルコールを用いた。連続冷却曲線は Formaster により作成した。ここで加熱条件は $1050^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ min}$ とした。

2.3 引張りおよびクリーブ破断試験

供試材の中心および表面から採取した試料を用いて高温引張試験およびクリーブ破断試験を行つた。引張試験はインストロン型試験機により、室温から 566°C の各温度で行つた。ここで歪み速度は 0.5% 歪みまで 0.3%/min とした。クリーブ破断試験は $550^{\circ}\text{C}-30 \text{ kg/mm}^2$, $600^{\circ}\text{C}-20 \text{ kg/mm}^2$, および $650^{\circ}\text{C}-11 \text{ kg/mm}^2$ の条件で行つた。またクリーブ破断試験後の試験片を用いて炭化物の観察を行つた。

2.4 溶接性試験

冷間割れおよび SR 割れ感受性は斜め Y 型拘束割れ試験片および V 溝試験片¹¹⁾によりそれぞれ測定した。冷間割れ試験は JIS Z 3158 に準拠し、4 mm ϕ 溶接棒 CMA-106 (神鋼製) を用いて、予熱温度 $100 \sim 250^{\circ}\text{C}$ の各温度で試験ビード溶接を行い、溶接後直ちに冷却して 48 h 経過後の断面割れ率を測定した。SR 割れ試験は $300 \sim 350^{\circ}\text{C}$ の予熱パス間温度において、入熱量を 13, 19 および 28 kJ/cm の 3 条件に変えて CMA-106 により 3 パス溶接し、室温まで冷却後 650°C および 690°C で 8 h の後熱処理を行つた。SR 割れ率の測定は後熱処理後、溶接ビードに垂直な断面を研磨、観察し、割れの発生した断面個数を総断面数 (12) で除して求めた。

3. 実験結果と考察

3.1 鋳物の健全性

Si は流動性に影響を及ぼす因子と考えられており、TAYLOR¹⁾ らは渦巻型流動性試験から、Si 量の増加とともに流動性が良好になることを見出している。また、筆者らも低 Si 化に伴って本鋼種の流動性が幾分劣ることを認めており、鋳造性が損なわれると予想される。しかしながら、供試鋳鋼弁の表面外観は Photo. 1 に示すように湯じわ、湯境いなどの表面欠陥は全く認められず、大型厚肉鋳鋼品では低 Si 化の鋳造性への悪影響はないことがわかつた。

供試材の表層および中心部から採取した試料の全酸素量、清浄度と横断面の PT インディケーションならび

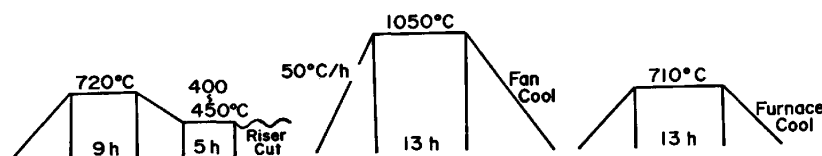


Fig. 2. Heat treatment employed for castings.

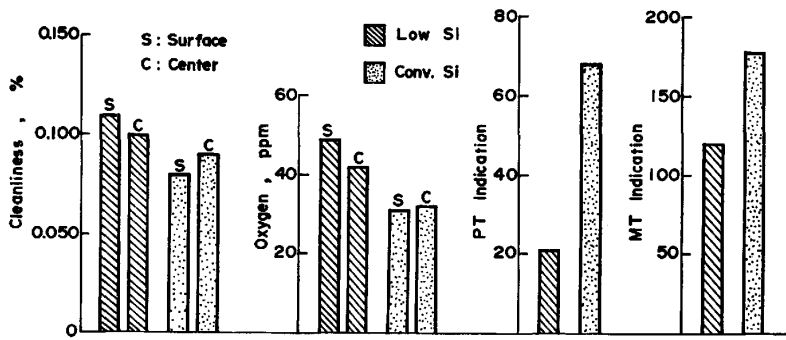


Fig. 3. Effect of Si content on soundness.

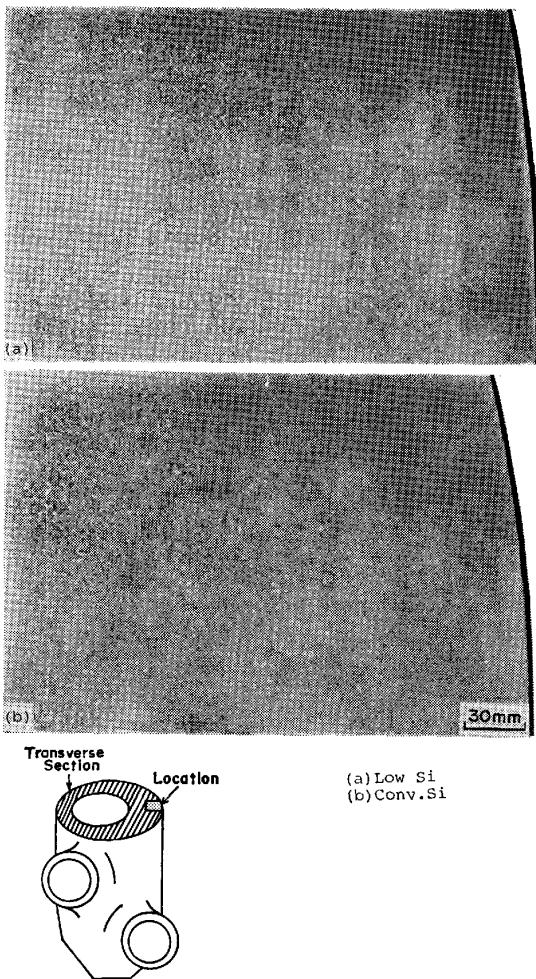


Photo. 2. Macrostructures of transverse section of low Si and conv. Si castings.

に MT インディケーションの個数を Fig. 3 に示す。酸素量は 35~50 ppm, また非金属介在物の清浄度はほぼ 0.10% であり, 両供試材で顕著な差は認められない。ここで, 介在物の種類についてみると低 Si 鋼では TiO₂ が主体であるのに対して, 普通 Si 鋼では SiO₂ 系介在物および TiN 系介在物が認められた。これらのことから, 低 Si 鋼でも 0.1% Fe-Ti の添加により十分に脱酸される¹²⁾ことがわかった。PT インディケーションはす

べて樹間部の空洞として生じたポロシティであり, 厚肉部の中央に集中し, 薄肉部では全く認められていない。ポロシティの発生防止に対する低 Si 化の効果は顕著であり, PT インディケーションの個数は 1/3 以下に低減している。

供試材の横断面におけるマクロ組織を Photo. 2 に示す。Photo. 2 から明らかなように, 普通 Si 鋼では厚肉部側の肉厚の約 1/4 より中心側に逆 V 偏析スポットが斑点状に多数認められるのに対して, 低 Si 鋼ではこのような斑点が全く存在せず, 逆 V 偏析が消失している。

一般に, 逆 V 偏析は凝固速度の遅い大型鋳鍛鋼の凝固過程において, 濃化溶鋼が浮上する過程で横方向から発達してくる凝固層に捕捉されたものであるという説明¹³⁾¹⁴⁾がなされている。これまでの研究から, 逆 V 偏析を抑制するためには (1) 凝固前面の濃化溶鋼と残存溶鋼との密度差を小さくし, 生成した濃化溶鋼の凝固前面に沿った浮上速度を低下しストリークに発達しにくくする, (2) デンドライトを緻密化する (側枝の生成を促進する) ことにより, デンドライト間の濃化溶鋼がストリークに成長しないようトラップすることが効果的と考えられる。

濃化溶鋼の比容積, V_1 は次式¹⁵⁾で表される。

$$V_1 = \alpha(C_L^i) + \beta(C_L^i)T + \sum_{i=1}^n \eta_i C_L^i \dots \dots \dots (1)$$

ここで $\alpha(C_L^i) = \alpha_1 + \alpha_2 C_L^i$, $\beta(C_L^i) = \beta_1 + \beta_2 C_L^i$ として表すことができ, $\alpha_1, \alpha_2, \beta_1, \beta_2$ は定数である。 C_L^i は Fe-C 系の液相濃度, η_i は i 成分の比容積変化係数, C_L^i は Fe-i 系での液相濃度である。さらに, C_L^i, C_L^i およびデンドライト間の溶質濃縮液相の凝固温度 T (°C) は次式のように示される。

$$C_L^i = C_0^i / [1 - (1 - k_s^i) f_s] \dots \dots \dots (2)$$

$$C_L^i = C_0^i / (1 - f_s)^{k_0^i - 1} \dots \dots \dots (3)$$

$$T = 1538 - \sum_{i=1}^n \xi_i C_L^i \dots \dots \dots (4)$$

ここで C_0^i は C の初期濃度, C_0^i は i 成分の初期濃度,

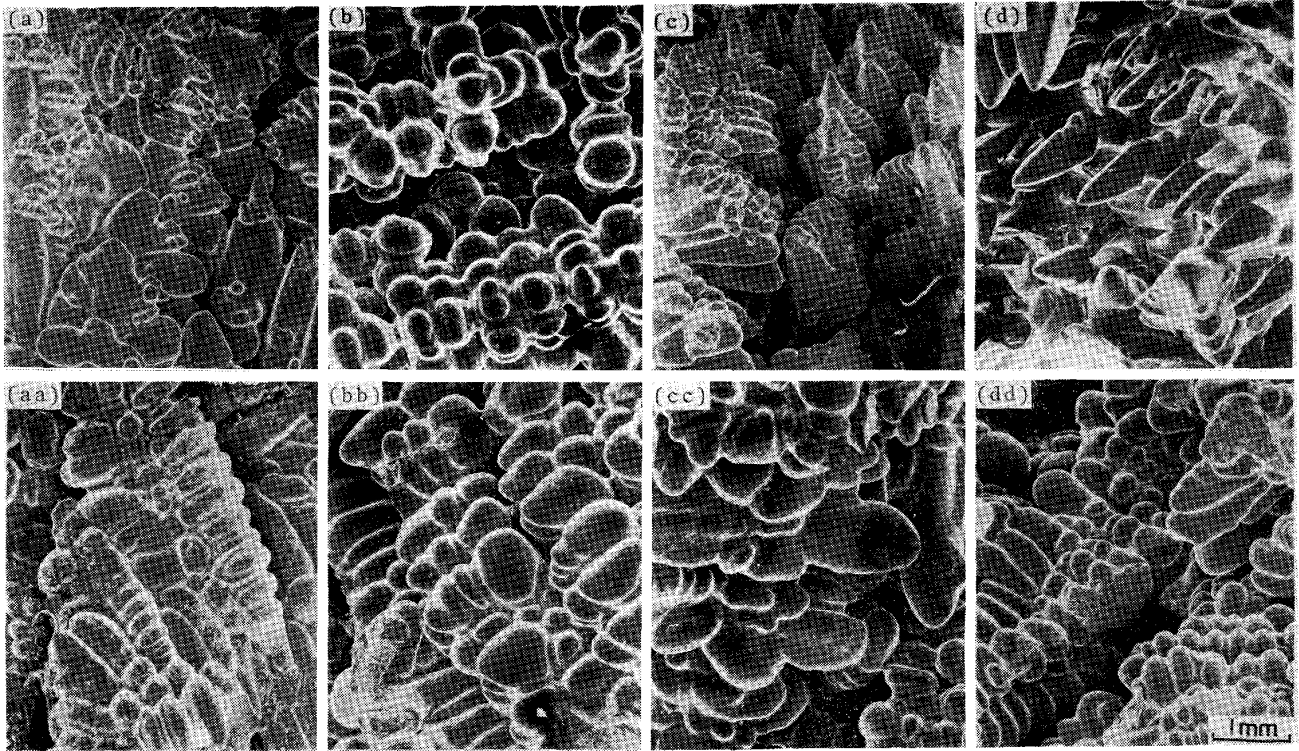


Photo. 3. Scanning electron micrographs of the dendrite in low Si (top row of pictures) and conv. Si casings; (a), (aa) : 0.2C steel, (b), (bb) : 0.3C-Cr-Mo-V steel, (c), (cc) : 0.15C-Cr-Mo-V steel, (d), (dd) : 3.5Ni-Cr-Mo-V steel.

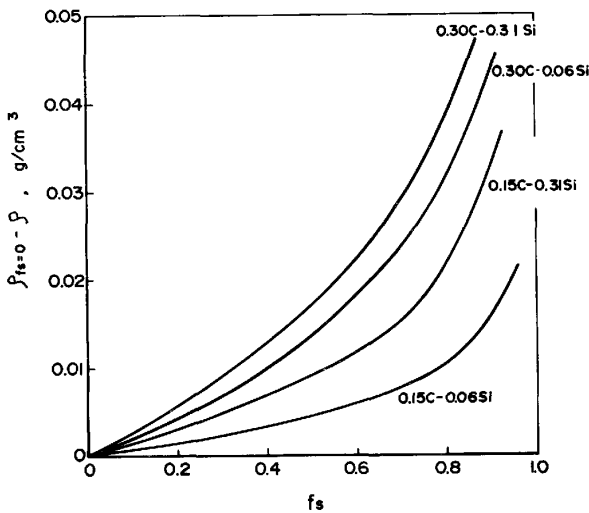


Fig. 4. Difference in density between original and concentrated liquid of Cr-Mo-V steels.

k_0^i, k_1^i は平衡分配係数, f_s は固相率, ξ_i は i 成分の凝固点降下係数である. C量の増加は凝固温度を降下し比容積を顕著に増加させるが他の溶質元素では Si の η が大きく¹⁶⁾ 液相を軽くする役割を示す. (1)式を用い本試験供試鋼組成およびC量のみを2倍の0.30%とした組成での密度変化を固相率との関係で求めたのが Fig. 4である. Fig. 4は $f_s=0$ における密度を基準として

の密度差を示している. それぞれの密度差は固相の増加とともに大きくなり母液相よりも軽くなるが, その増加割合はCおよびSi量の低い本試験低Si鋼が最も小さい. 一方C量が高いものでは密度に及ぼす低Si化の効果が小さいことも示している.

Photo. 3は固液共存領域で $f_s=0.3$ の温度に試料を保持し液相を吸引してデンドライト固相のみを残存させる¹⁰⁾ ことによつて作成した試料の走査電子顕微鏡二次電子像を示す. Photo. 3の(c)に示したように低Si化により側枝の発達が増長され, デンドライトが緻密化するのが観察され, 鉄基二元合金におけるデンドライト二次アームスペーシングの関係とも合致する. またデンドライトの緻密化に対してC量の増加は低Si化の効果を阻害し, Niの添加は有効に作用することがPhoto. 3から明らかである.

3.2 組織と機械的性質

供試材の肉厚450mmの位置において, 中心および表層から採取した試料の光学顕微鏡組織と炭化物抽出レプリカによる透過電子顕微鏡組織をPhoto. 4に示す. また, Fig. 5は供試鋼の連続冷却曲線である. Siは焼入性を高める元素であり焼入性倍数¹⁷⁾が $1+0.64\%Si$ であるから, 低Si化による焼入性の低下が予想された. しかしながら, 本試験では焼入加熱温度が高くまたV含

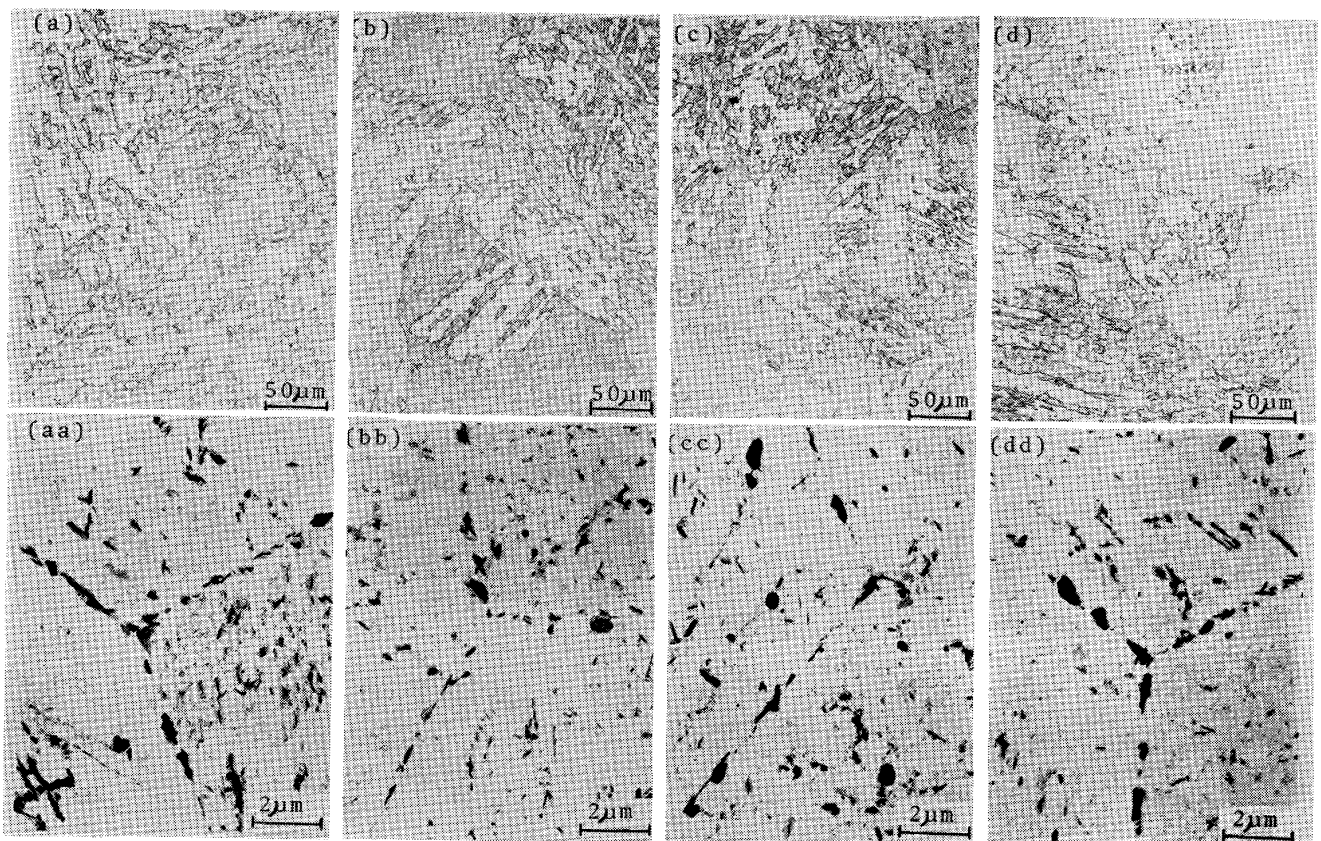


Photo. 4. Optical micrographs (top row of pictures) and transmission electron micrographs of Cr-Mo-V casting; (a) and (aa) surface of low Si steel, (b) and (bb) center of low Si steel (c) and (cc) surface of conv. Si, (d) and (dd) center of conv. Si.

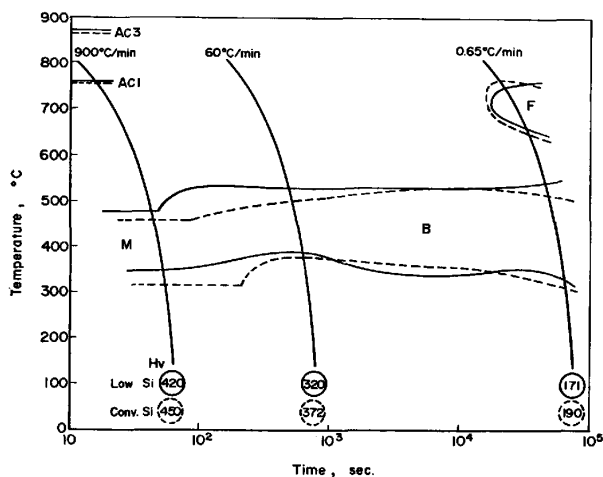


Fig. 5. Continuous cooling curves of low and conventional Si castings.

有鋼であるため、フェライト析出の臨界冷却速度は Si 量にかかわらず約 1.0°C/min であり、高い焼入性が得られている。また 450 mm 肉厚 (余長部試験材最大肉厚) 铸鋼を 1050°C の加熱温度から衝風冷却したときに肉厚中心部で得られる平均冷却速度は約 1.7°C/min¹⁸⁾ であり、フェライト析出の臨界冷却速度より大きいので、いずれも焼もどしベイナイト組織が得られている。

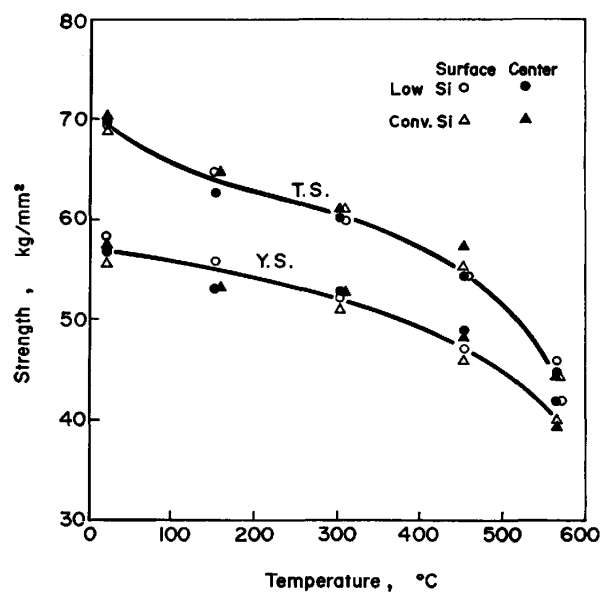


Fig. 6. Strength of castings at ambient temperature to 566°C.

析出炭化物の形態分布 (Photo. 4 (aa)~(dd)) は試料採取位置および Si 量による顕著な差は認められないが、普通 Si 鋼ではオーステナイト粒界への炭化物の析出ならびに粒内炭化物の幾分凝集粗大化が認められる。

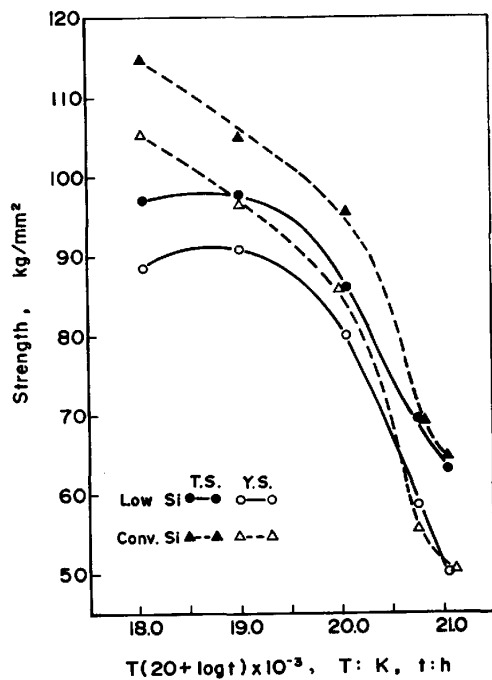


Fig. 7. Temper curves of low and conv. Si castings normalized at 1050°C.

室温から 566°C までの各試験温度における引張強さならびに 0.2% 耐力を Fig. 6 に示す。いずれの試料も試験温度の上昇とともに強度が低下するが試料採取位置 (表層と中心) および Si 量による差はほとんど認められなかつた。Fig. 7 は供試材の焼もどし軟化曲線を示す。ここで焼ならし条件は鑄鋼弁同様 1050°C であり、焼もどし条件は焼もどしパラメータ、 $P = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ ($T: K, t: h$) により整理した。焼ならしままの硬さ (Fig. 5) および焼もどしパラメータの低い試料の強度は Si の固溶強化ならびに焼入性の向上により、普通 Si 鋼の方が高い値を示しているが、パラメータが 20.5 を超えるとはほぼ等しい強度を有するようになる。

多結晶材料の降伏応力、 σ_y は Hall-Petch¹⁶⁾ により与えられた (5) 式により表される。

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \dots \dots \dots (5)$$

ここで σ_0 は溶質元素による摩擦応力、 K_y は粒界強度、 d は粒径である。 σ_0 は Si 量の増加とともに高くなるが、 K_y は逆に Si 量の増加とともに固溶 C の析出が助長されるために低下する²⁰⁾。またベイナイト鋼の剪断応力 (降伏応力)、 τ は分散強化型合金の理論から (6) 式で表すことができる²¹⁾。

$$\tau = \tau_0 + K \mu b / \lambda \dots \dots \dots (6)$$

ここで τ_0 はマトリックスの剪断応力、 μ は剛性率、 b はパーガースベクトル、 λ は炭化物間距離、 K は定数

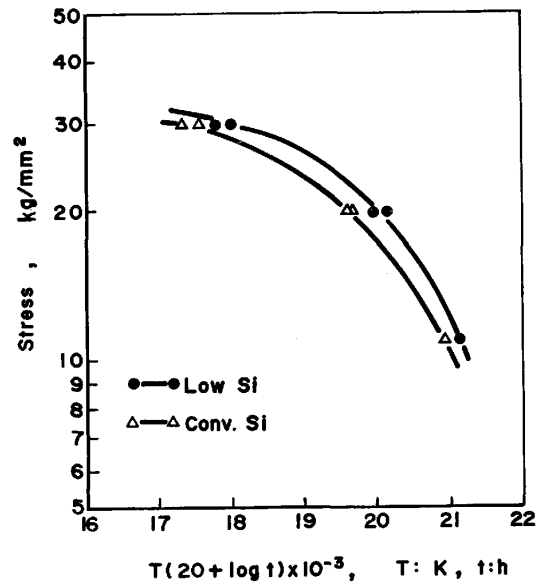


Fig. 8. Effect of Si content on creep rupture strength of Cr-Mo-V casting.

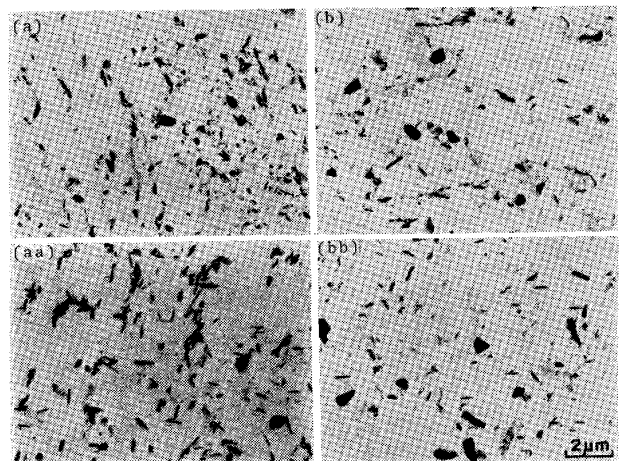


Photo. 5. Carbon extraction replicas of Cr-Mo-V cast steel in the as-received conditions (top row of pictures) and subsequent to rupture testing at 600°C; (a) and (aa) low Si steel, (b) and (bb) conv. Si steel.

で 0.81~0.84 である。炭化物がランダムに分布していると仮定すれば $\lambda^{-1} \approx \sqrt{NA}$ (NA : 炭化物の面積率) なので、析出炭化物が凝集粗大化すると降伏応力は低下する。焼もどしによる炭化物の成長は焼入組織、焼もどし条件の他に C の活量にも依存しており、合金元素の影響は相互作用助係数²²⁾、相互作用パラメータ²³⁾で表され、Si は正の高い値をとるため Si 量の低減により炭化物の凝集成長が抑制²⁴⁾され、焼もどし軟化が遅れると考えられる。

3.3 クリープ破断強さ

クリープ破断試験の結果を Larson-Miller のパラメータで整理し、Fig. 8 に示す。低 Si 鋼のクリープ破断

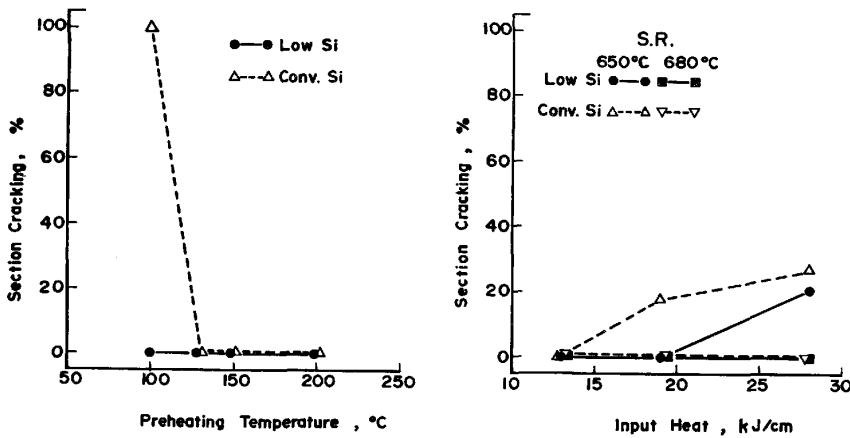


Fig. 9. Effect of Si content on the susceptibility of cold cracking and SR cracking in Cr-Mo-V casting.

強度は高応力から低応力側まで、普通 Si 鋼よりも高い。Photo. 5 はクリープ破断試験前後における炭化物の形態分布を炭化物抽出レプリカにより観察したものである。なお、クリープ破断試験後の試験片では無負荷部(ネジ部)から抽出レプリカを作成した。低 Si 鋼ではクリープ破断試験前後ともに析出炭化物が比較的均一に細かく分布しているが、普通 Si 鋼では炭化物が幾分粗く不規則に分布しており、試験後はいつそうまばらになっている。

クリープ破断強さはクリープ中の回復と再結晶を遅らせかつ、組織の安定度を高めることによつて向上する。特に Cr-Mo-V 鋼のクリープ破断強さは析出炭化物の形状、分布およびその温度変化に対する安定性に大きく依存するといわれており、微細な V 炭化物が規則的に分布したベイナイト組織で最も高いクリープ破断強度が得られている^{3)~5)25)26)}。したがつて、低 Si 化によるクリープ破断強度の向上は焼入性の若干の低下および C の活量低下²²⁾²³⁾による炭化物成長の抑制により高温における組織安定化傾向が強まったことによるものと推定される。

3.4 溶接割れ感受性

斜め Y 型拘束割れ試験片による予熱温度と断面割れ率の関係および V 溝試験片を用い予熱バス間温度 300°~350°C で溶接を行い溶接熱量と SR 温度を変化因子として HAZ 部に発生する再熱割れを測定した結果を Fig. 9 に示す。

冷間割れ率は低 Si 鋼の場合、100°C の予熱温度まで皆無であるが、普通 Si 鋼では 100% 割れとなつている。また、再熱割れ試験における 680°C SR の場合には入熱量ならびに Si 量によらず全く割れは発生していないが、650°C SR の場合には入熱量の上昇により割れが発生しており、しかも割れは Si 量に依存している。低 Si 鋼では 19 kJ/cm で割れが発生していないが、普

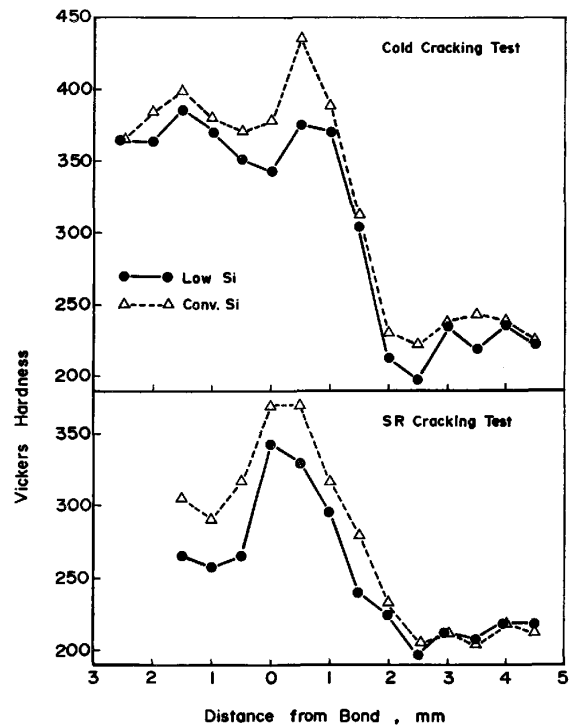


Fig. 10. Vickers hardness distribution in the section area of y-slit restraint test and V-groove test specimens with low and conv. Si.

通 Si 鋼では約 20% の割れ率となつている。

低合金鋼の遅れ割れと予熱温度の関係については多くの研究²⁷⁾がなされており、拡散性水素の放出および HAZ の最高硬さを低下することが有効であると考えられている。Si は焼入性強化元素であるから低 Si 化によつて HAZ 部の最高硬さが低下することは Fig. 10 から明らかである。Fig. 10 は Y 拘束試験片ならびに V 溝試験片断面のビッカース硬さ分布を示した。またボンド部の靱性が低 Si 化により改善されることはこれまでたびたび報告²⁸⁾²⁹⁾されてきており、その主原因はマイクロ組織因子の改良、すなわち拡散変態が促進され、ベイニテ

イクフェライト間にマルテンサイトが生成しにくくなることである。

一方 Cr-Mo-V 鋼の再熱割れはオーステナイト粒界への炭化物析出による粒界近傍における denuded zone の生成とマトリクスの強化によつて粒界にキャビティーが生成する⁷⁾⁸⁾ものであるから、低 Si 化によつて結晶粒が微細化するとともに C の活量を低下し粒界への炭化物析出が抑制されることが溶接割れ感受性低減に有効に作用するものと考えられる。

4. 結 言

Ti 脱酸した低 Si-Cr-Mo-V 鋼弁を用いてタービンケーシング、弁などの大型厚肉鋼品に発生するポロシティおよびラプチャー強度、溶接性に及ぼす低 Si 化の効果を普 Si 鋼と比較検討した。得られたおもな結果は次のとおりである。

- (1) 低 Si 鋼の脱酸は 0.1%Fe-Ti 添加で十分であり、また清浄度への影響はほとんどなかった。
- (2) 低 Si 化により逆 V 偏析ストリークが消失するとともにデンドライトが緻密化することによつてポロシティの発生が抑制される。
- (3) 焼入性ならびに室温から 566°C までの強度に対する低 Si 化の影響はほとんど認められなかった。
- (4) 低 Si 化により炭化物反応が抑制され、ラプチャー強度が向上する。
- (5) 溶接における冷間割れならびに再熱割れ感受性が低 Si 化によつて改善される。

文 献

- 1) S. Z. URAM, M. C. FLEMINGS, and H. F. TAYLOR: AFS Transaction, 68 (1960), p. 347
- 2) 岩瀨義孝, 千葉信男: 日本鑄物協会北海道支部大会 (1982)
- 3) M. C. MURPHY and G. D. BRANCH: JISI (1969), p. 1347
- 4) B. WALSER, A. TRAUTWEIN, and W. GYSEL: Arch. Eisenhüttenwes., 48 (1977) 5, p. 285
- 5) B. WALSER and W. EPPRECHT: Arch. Eisenhüttenwes., 44 (1973) 11, p. 861
- 6) F. E. WERNER, T. W. EICHELBERGER, and E. K. HANN: Trans. ASM, 52 (1960), p. 376
- 7) B. A. GLOSSOP, N. F. EATON, and T. BONISZEWSK: British weld. J., 16 (1969), p. 68
- 8) K. P. BENTLEY: British weld. J., 11 (1964), p. 507
- 9) K. SUZUKI, K. TANIGUCHI, and J. WATANABE: the 6th International vacuum Metallurgy Conference on Special Melting and Metallurgical Coatings (1979)
- 10) 鈴木是明, 谷口晃造: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1581
- 11) 足立孝夫, 金谷 勝: 日本製鋼所技術レポート
- 12) R. L. HADLEY and G. DERGE: J. Met., 7 (1955), p. 55
- 13) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 45
- 14) 萩原 徹, 高橋忠義: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 27
- 15) 高橋忠義, 工藤昌行: 学振 19 委-No. 197 (昭和 51 年 9 月)
- 16) T. FUJII, D. R. POIRIER, and M. C. FLEMINGS: Metall. Trans., 10B (1979), p. 335
- 17) G. D. RAHRER and C. D. ARMSTRONG: Trans. ASM, 40 (1940), p. 1099
- 18) Y. IWABUCHI and T. TAKENOUCHI: National Symposium on Creep Resistant Steels for Power Plant (1982)
- 19) A. CRACKNELL and N. J. PETCH: Acta Metall., 3C (1955), p. 186
- 20) K. D. SIBLEY and N. N. BREYER: Metall. Trans., 7A (1976), p. 1602
- 21) M. E. BUH and P. M. KELLY: Acta Metall., 19 (1971), p. 1363
- 22) 倉部兵次郎: 鑄物, 47 (1975) 1, p. 40
- 23) 今井勇之進, 増本 健, 坂本政紀: 日本金属学会会報, 7 (1968), p. 137
- 24) T. MUKHERJEE and D. J. DYSON: JISI, 220 (1972), p. 203
- 25) A. KRISH: Arch. Eisenhüttenwes., 46 (1975) 8, p. 527
- 26) G. J. P. BUCHI, J. H. R. PAGE, and M. P. SIDNEY: JISI, 213 (1965), p. 291
- 27) 内木虎蔵, 岡林久喜, 条 亮一: 溶接学会誌, 43 (1947) 7, p. 714
- 28) J. H. DELVETIAN and R. W. HEINE: Weld. J., (1973), p. 529 S
- 29) 大谷泰夫, 渡辺征一, 川口喜昭, 山口洋治: 鉄と鋼, 64 (1978) 14, p. 2205