

論 文

高強度チェーンのフラッシュ溶接部の衝撃値

鈴木信一*・森 俊道*²・原田武夫*²・大羽 浩*³

Charpy Impact Value of the Flash Welded Zone of High Strength Chain

Nobukazu SUZUKI, Toshimichi MORI, Takeo HARADA and Hiroshi Ooba

Synopsis :

A high strength chain is manufactured by bending steel bars, flash welding and subsequent heat treatment. The welded zone is generally softer than the base steel. The cause of the softening is clarified in the present report. The method for reducing the softening and improving Charpy impact value of the weld is investigated.

1) The softening takes place because the amounts of C, Mn, Ni, and Cr reduce during welding and consequently the hardenability of the welded zone decreases.

2) When a chain is heat-treated at low austenitizing temperatures, the softening of the welded zone is remarkable.

3) The hardness of the welded zone increases with raising the austenitizing temperature. At 1 050°C of austenitizing temperature the softening is not recognized. This is because the hardenability increases owing to the recovery of carbon concentration by diffusion and the austenite grain growth.

4) The impact value of the welded zone is low when the softening of the welded zone is large. Therefore, it improves with increasing the austenitizing temperature up to 1 000°C, above which the grain growth prevents the improvement of the impact value.

Key words : anchor chain ; flash welding ; toughness ; high strength low alloy steel ; heat treatment.

1. 緒 言

大型のハイテンチェーンは古くから船舶の係留用として多く使用されてきた。近年、海洋における石油資源開発が行われるようになり、石油掘削用リグの係留にも多く使用されるようになってきた。今後、さらに、洋上空間の利用等、海洋開発が進むにつれて、ハイテンチェーンの用途はさらに拡がると考えられる。その結果、チェーンの品質に対する要求も高まってくることが予想される。

この種のチェーンは、フラッシュ溶接により、製造されている。フラッシュ溶接は、非常に能率が良いが、その宿命ともいえる一つの問題がある。それは、古くからよく知られている白色層の生成である¹⁾²⁾。この部分は、鈴木らによつて明らかにされたごとく³⁾、素材中の主要元素量が低下している。そのために、白色層の硬さは、一般に周囲の硬さに比べて低い。特にハイテンチェーン

のように、フラッシュ溶接後に、焼入れ焼もどし処理をして、強靱性を付与するものにおいては、白色層は脱元素のために、十分に焼きが入らず、母材部との硬さの差がいつそう大きくなる。このようにチェーンリンク全断面にわたつて、局部的に存在する軟化層がハイテンチェーンの使用性能におよぼす影響が問題である。鋼材の局部に存在する軟化層が、シャルピー試験における衝撃値におよぼす影響については、別途検討し、報告する⁴⁾。

ここでは、ハイテンチェーンのフラッシュ溶接部の軟化の実態を明らかにするとともに、この軟化と溶接部の衝撃値との関係を調べ、溶接部の衝撃値向上策を検討した。

2. 供試料および実験方法

Table 1 に 76 mmφ のチェーンリンク素材の化学成分およびその素材を 970°C 焼入れ、650°C 焼もどしたと

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 3 月 26 日受付 (Received Mar. 26, 1986)

* 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*² 新日本製鉄(株)室蘭技術研究部 (Muroran R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of steel bar used for chain link and mechanical properties of the heat-treated bar.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
0.22	0.25	1.34	0.021	0.005	0.72	0.96	0.48	0.028
Tensile strength (kgf/mm ²)		Yield strength (kgf/mm ²)		Elongation (G.L.=70mm) (%)		Reduction of area (%)		
96.7		83.7		17.4		69.0		

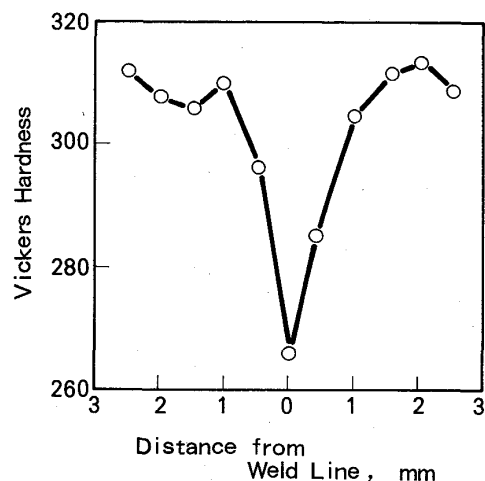


Fig. 1. Hardness distribution of flash welded zone in chain link.

きの機械的性質を示す。この素材を用い、加熱→曲げ加工→フラッシュ溶接→ばり取り→整環まで通常工程で作ったチェーンリンクを種々の条件で熱処理した。使用した溶接機は、500 kVA、クランプ力 50 tf、アップセット 30 tf の能力のもので、溶接条件は電圧 12.7 V、フラッシュ代 14 mm、アップセット長さ 16 mm とした。

Table 1 に示したものと同一鋼種を用い、過去に製造されたチェーンリンクのフラッシュ溶接部の硬さ分布を Fig. 1 に示す。本実験では、フラッシュ溶接後の熱処理において、オーステナイト化温度を変えたとき、Fig. 1 にみられるような溶接部の軟化がどのように変化し、それが溶接部の衝撃値にどのように影響するかを明らかにする。チェーンリンクの熱処理は、オーステナイト化温度を 850°C～1050°C の範囲で、種々かえた焼入れ、650°C での焼もどしとした。熱処理後、フラッシュ溶接部の硬さ分布、CMA(Computer Aided Microanalyzer)⁵⁾ による脱元素の状態、組織およびシャルピー衝撃値をもとめ、それらの相互の関係を調べた。シャルピー試験片は JIS 4 号で、溶接部にノッチが一致するようにした。しかし、オーステナイト化温度によつて、軟化の程度も組織も同時に変化するので、溶接部の衝撃値におよぼす

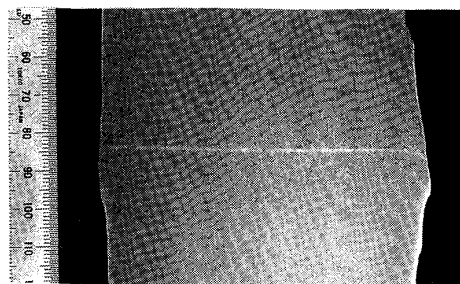


Photo. 1. Macrostructure of flash welded zone.

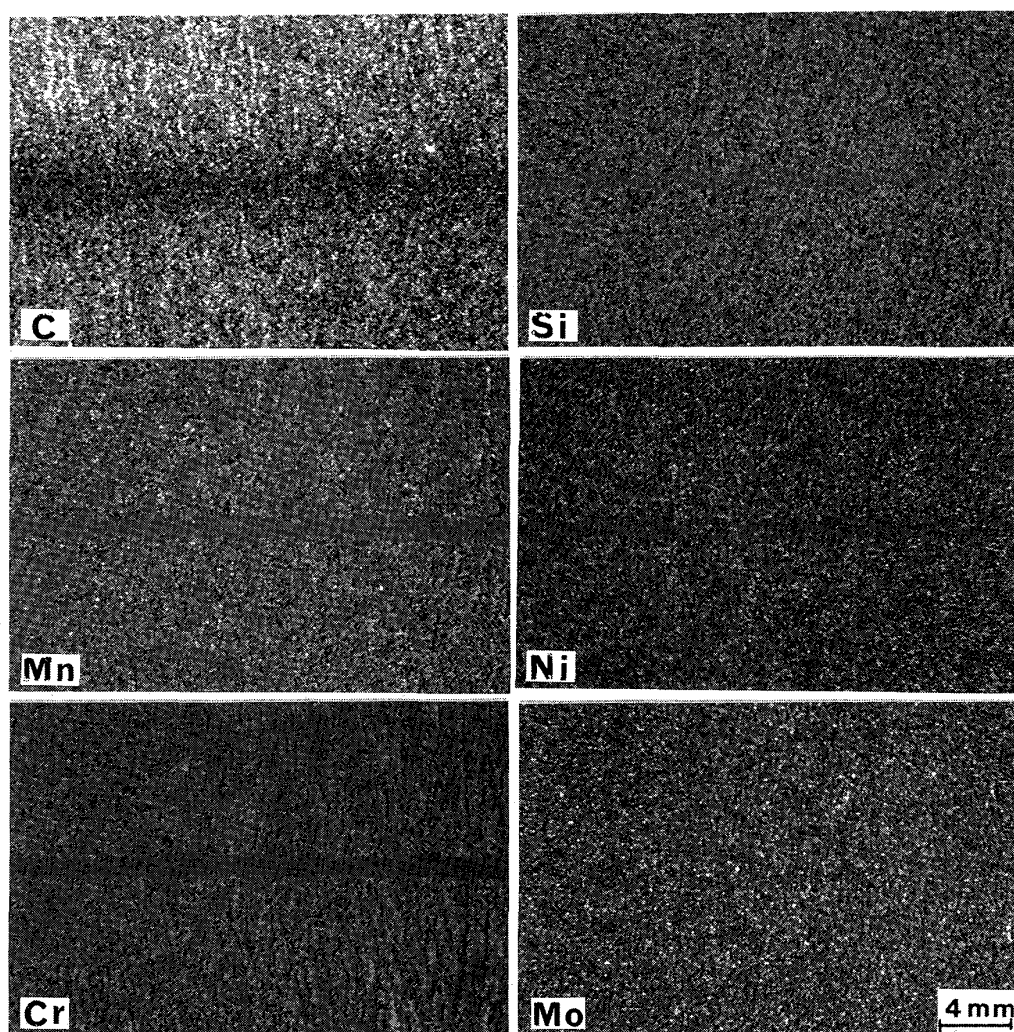
局部軟化も組織の影響が区別できない。そこで、局部軟化の影響を除くために、チェーンリンク素材で作った 15×70 mm の試験片を熱サイクル再現装置により、1350°C-3 s 加熱、放冷したものをチェーンリンクと同じ熱処理をして、組織のみ実際の溶接部の組織を再現した。このようにシミュレートしたものについてもシャルピー試験を行った。

3. 実験結果

フラッシュ溶接したチェーンリンクを 850°C-60 min 加熱後焼入れ、650°C-60 min 焼もどしした。その溶接部のマクロ組織写真を Photo. 1 に示す。この写真にみられる白色層を CMA で分析した結果を Photo. 2 に示す。この結果から、Mo 以外の主要元素が母材より低下していることがわかる。これら各元素のおおよその低下量は、C が 0.17%、Si が 0.2%、Mn、Cr が 0.25%、Ni が 0.1% である。これらの脱元素のために、フラッシュ溶接部が軟化することは、容易に考えられる。

この溶接部の軟化を確かめ、それがオーステナイト化温度によつて、どのように変化するかをみるために、850°C から 1050°C まで温度を高めて種々試験した。硬さ分布の測定結果を Fig. 2 に示す。この図から、オーステナイト化温度の上昇とともに、軟化の程度が小さくなり、1050°C では、軟化部がほぼなくなることがわかる。この理由として、溶接によつて局部的に低減した元素の拡散による回復が考えられる。これを CMA で調べた結果、C は明らかに、オーステナイト化温度の上昇によつて、回復してくるが、CMA の結果からは、他の元素の変化がほとんど認められなかった。この例として、1050°C の場合の C、Cr の CMA の結果を Photo. 3 に示す。この場合、元の成分からの低下量は、C が約 0.07%、Cr が約 0.23% である。

オーステナイト化温度の上昇とともに、軟化が軽減する理由を、C の回復だけでは説明しにくい。そこで、組織変化を調べた。その結果を Photo. 4 に示す。オース



Distribution of each element around flash welded zone after quenching from 850°C.
Photo. 2. Results obtained by CMA (Computer Aided Microanalyser).

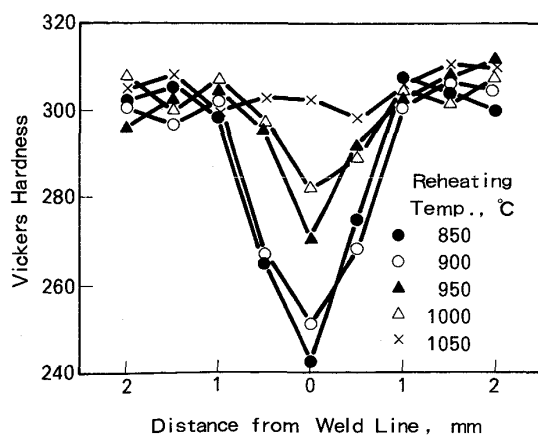
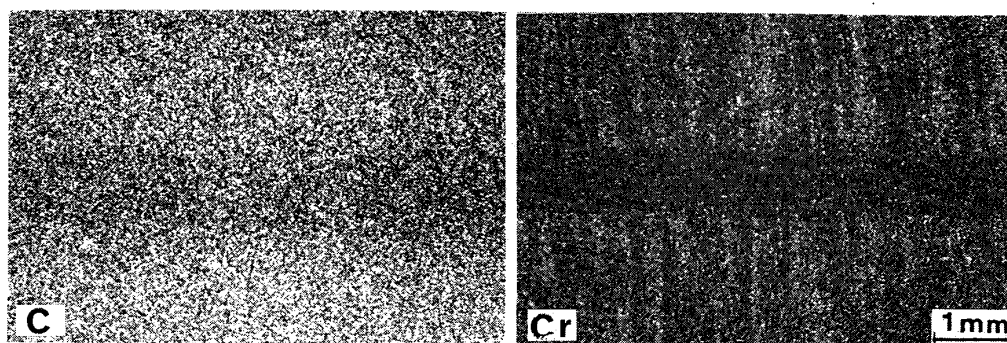


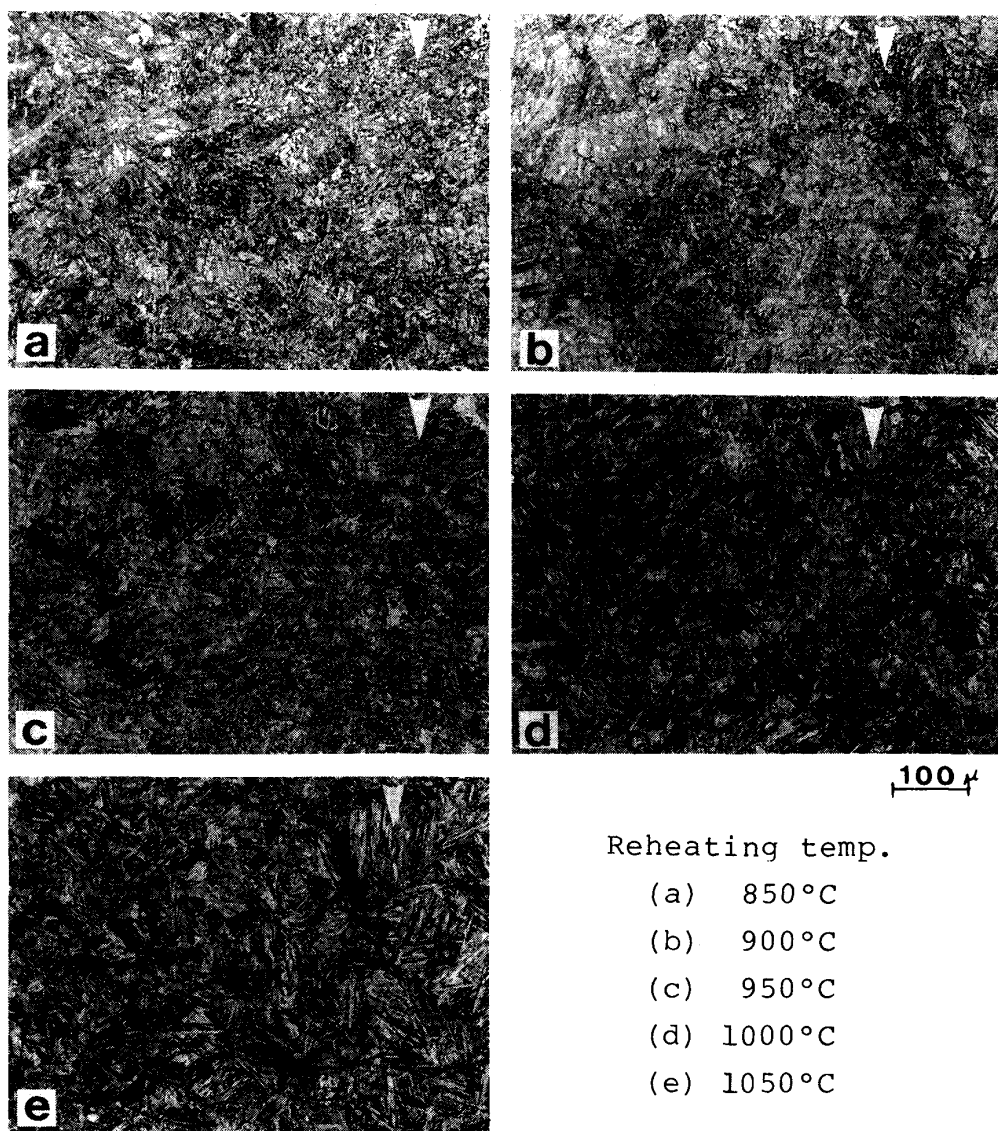
Fig. 2. Hardness distribution near flash welded zone quenched from various reheating temperatures and tempered.

テナイト化温度の上昇にともない組織が混粒から整粗粒になる傾向がみられる。そしてオーステナイト化温度の低い場合の細粒部の組織はベニッティクで、温度の高い場合はマルテンサイト様相を示している。これらをいつそう明確にするために、各組織の旧オーステナイト粒界を調べた。その結果を Photo. 5 に示す。特に、900°C の場合は、旧オーステナイト粒界に沿って小さい結晶粒がみられ、混粒が著しい。この状態はオーステナイト化温度の上昇とともに解消し、オーステナイト結晶粒の成長がみられる。したがって、Fig. 2 に示したオーステナイト化温度の上昇による溶接部の軟化軽減は、C の回復とともにオーステナイト結晶粒の整粗粒化により焼入性が向上したことによるものと考えられる。

次に、オーステナイト化温度によるこれら組織変化と衝撃値との関係を見るために、溶接部のシャルピー試験

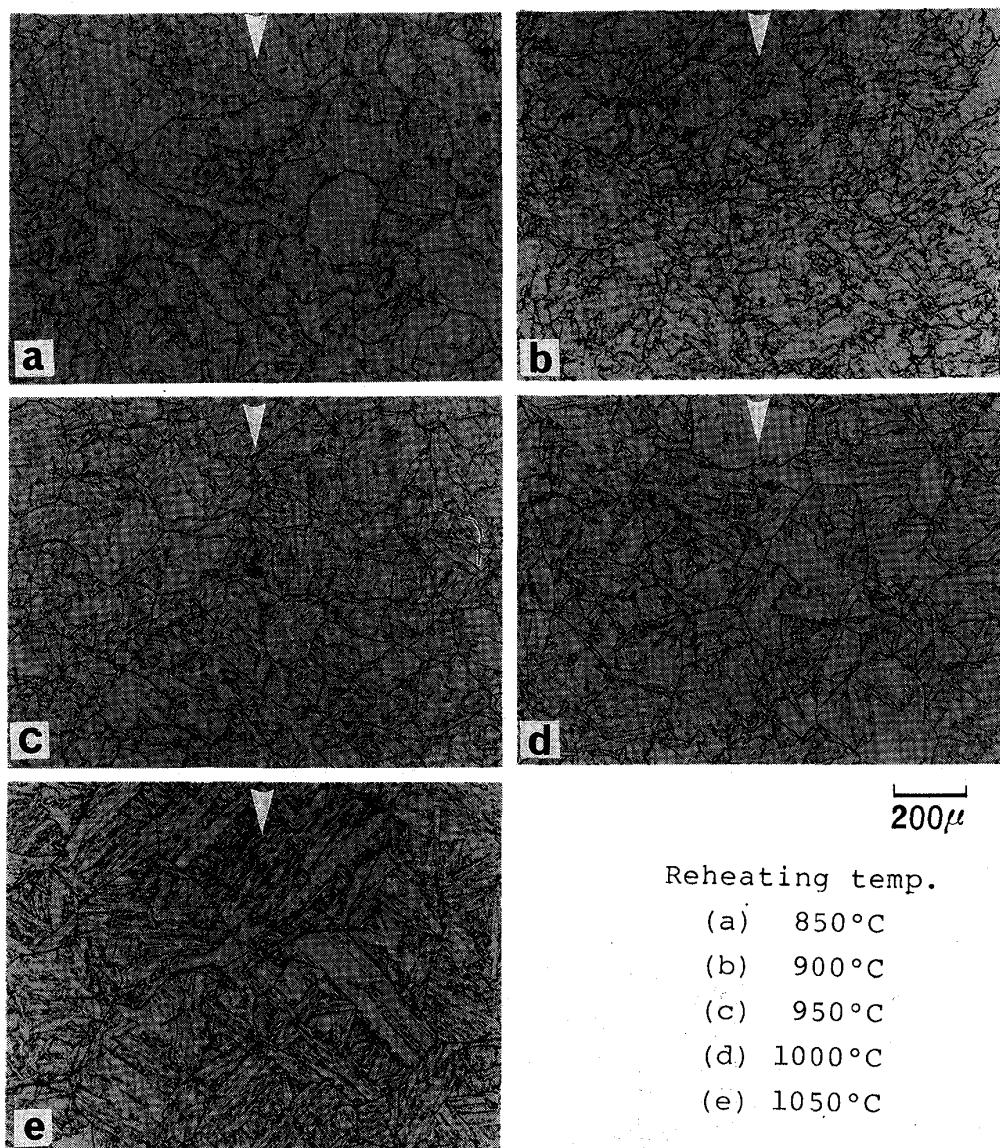


Distribution of each element around flash welded zone after quenching from 1 050°C
 Photo. 3. Results obtained by CMA (Computer Aided Microanalyser).



Arrows show center of flash welded zone

Photo. 4. Microstructures of flash welded zone quenched from various reheating temperatures and tempered.



Arrows show center of flash welded zone

Photo. 5. Austenite grains of flash welded zone reheated at various temperatures.

を行つた。その結果を Fig. 3 に示す。850°C から 1000°C まで、温度の上昇とともに、衝撃値は高くなり、1050°C で低くなることがわかる。さらに、同図の 0°C における各吸収エネルギー E_0 と Fig. 2 から求めた、母材と最軟化部との硬さの差 ΔHV との関係を Fig. 4 に示す。 E_0 は、 ΔHV が小さくなるにつれて、高くなるが、1050°C では、 $\Delta HV \approx 0$ であるにもかかわらず、 E_0 はかえって低くなっている。これは、1050°C の組織が粗いためと思われる。しかし、Photo. 4 に示したように、溶接部の組織は、熱処理時のオーステナイト化温度によつて複雑に変化しており、Fig. 4 の結果は、 ΔHV の変化に組織変化との影響が重なっている。この両者を分離するために、再現熱サイクルによつてシミュ

レート実験をした。この場合の組織を Photo. 6 に示す。また、これら 850~1050°C の硬さは、それぞれ 299, 302, 304, 307, 312 HV であつた。それらの組織、特に粗さは Photo. 4 と同一オーステナイト化温度ごとによく対応している。また上記の硬さは Fig. 2 の母材の硬さともほぼ対応しているが、溶接部の最軟化部の硬さと比較すると、いずれも高い。Fig. 5 にこれらのシャルピー試験の結果を示す。この場合、各試験片のノッチ底近傍の硬さ分布はいずれも同様で、Fig. 2 にみられるような局部軟化はなく、オーステナイト化温度による硬さも大きな差がない。したがつて、Fig. 5 に示したオーステナイト化温度による衝撃値の変化は、それぞれの組織の粗さにはほぼ対応するものである。すなわち、組織のも

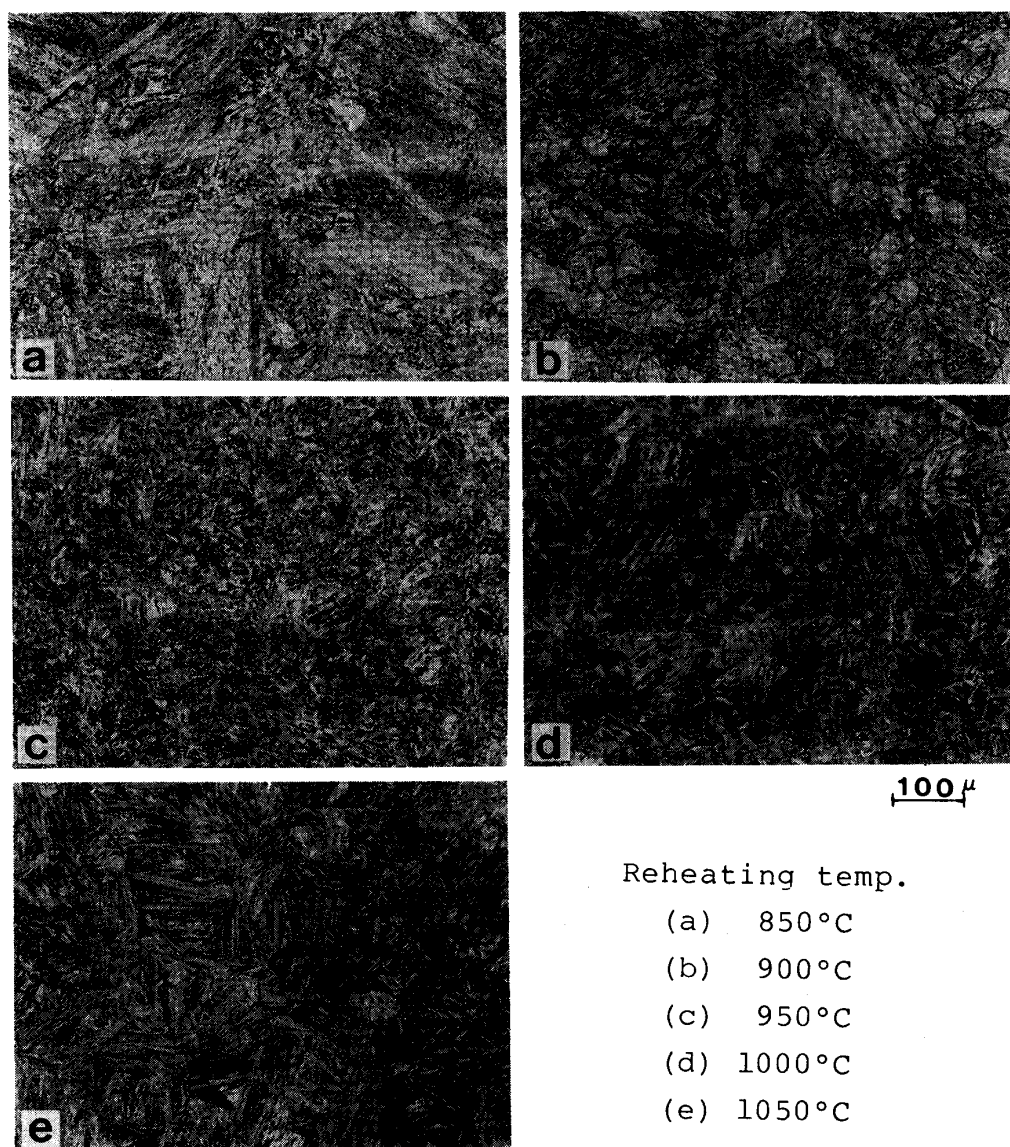


Photo. 6. Microstructures of specimens quenched from various reheating temperatures and tempered after simulated welded thermal cycle.

つとも細かい 950°C の衝撃値が一番高く、ついで混粒ではあるが 900°C、やや組織の粗い 1000°C、焼入組織の不完全な 850°C の順に悪くなる。組織のもつとも粗い 1050°C が一番低い。

チェーンリンクから求めたシャルピー試験結果とシミュレート実験で求めた結果とを同一オーステナイト化温度ごとに比較してみると、いずれの場合も後者の方が、良い衝撃値である。各シャルピー試験片のノッチ底近傍の化学成分は、はじめに述べたように両者で異なる。この成分の差が、両者の組織および硬さの差となり、これらの差がおおよそ両者の衝撃値の差になったと考えられる。Photo. 4 と 6 とを比較するかぎり、両者の組織の粗さの差は少ないので、両者の衝撃値の差は硬さの差が

原因していると考えられる。しかし、硬さはむしろ後者の方が高く、単なる硬さの差でそれを説明するには衝撃値の差が大きすぎる。そこで、両者の衝撃値の差はノッチ底近傍の局所的な軟化の有無が原因していると考えた。ただし、1050°C の場合は両者の組織、硬さおよび軟化の程度にも大きな差がないのに、衝撃値はやはり後者の方が良い。この原因は、フラッシュ溶接部に不可避と思われる微細な酸化物⁷⁾にあると考えられる。

4. 考 察

フラッシュ溶接部の軟化が、溶接部の衝撃値におよぼす影響の大きいことがわかった。そして、母材と溶接部の最軟化部との硬さの差 ΔHV と 0°C における吸収エ

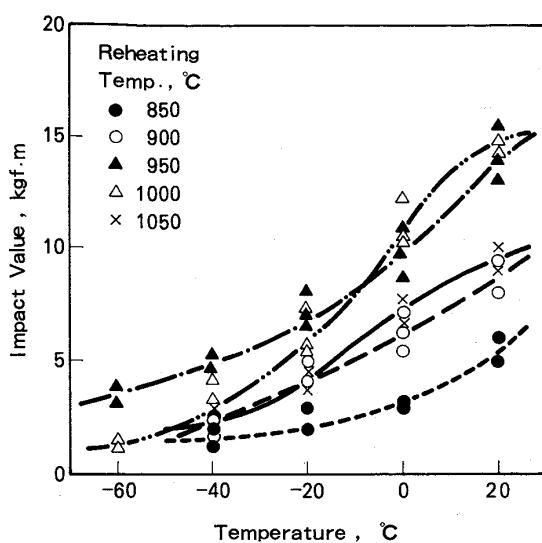


Fig. 3. Charpy impact value of flash welded zone quenched from various reheating temperatures and tempered.

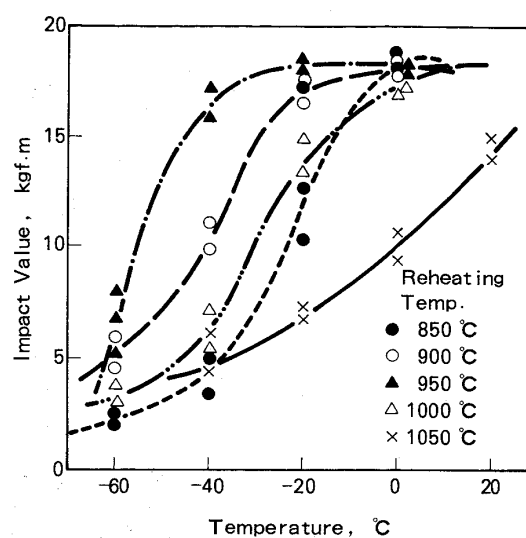
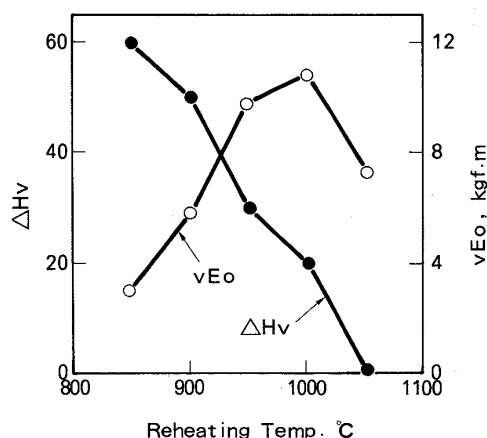


Fig. 5. Charpy impact value of specimens quenched from various reheating temperatures and tempered after simulated welding thermal cycle.



ΔHV is hardness difference between base steel and center of welded zone

Fig. 4. Effects of reheating temperature on ΔHV and vE_0 of flash welded zone in 76 mm ϕ chain link.

エネルギー vE_0 とよく対応している。これは、別途検討した⁴⁾ 鋼材の局部に存在する軟質層が vE_0 におよぼす影響とよく一致している。軟化層がある場合、衝撃値が低いのは、シャルピー試験において、試験片の変形が、塑性拘束によつて、ノッチ近傍の軟化層に集中し、破壊までの吸収エネルギーが小さくなるためである。

フラッシュ溶接部の軟化は、素材中の主要元素量が溶接時に、低減することによるもので、その機構は、鈴木らによつて明らかにされた³⁾。鈴木らの理論は溶接部の固-液二相域において、固体と液体とへ鉄中の合金元素の分配が起こり、液体中の合金元素は増加し、それがアッ

プセットのとき排出されるので、溶接部の合金元素量は低下するというものである。この論理によると、鉄と各合金元素の二元状態図における固-液二相域の広さをみれば、おおよそ溶接部における脱元素の起こりやすさがわかる。その他、溶接部の合金元素量が低下する原因として、古くから考えられているように¹⁾²⁾、鉄より酸化しやすい元素が選択的に酸化され、アップセット工程で溶湯とともに排出されることあるいは、Mn のように蒸発しやすい元素が蒸発することが考えられる。本実験において、Si および Cr は主として酸化により、Mn は酸化あるいは蒸発により、また C, Ni は固-液二相域の広さに起因して低下し、Mo は蒸発も少なく、かつ固-液二相域が狭いので低下しなかつたと考えられる。

溶接部の軟化は、溶接後の熱処理時のオーステナイト化温度を高めることによつて、緩和されることを明らかにした。しかし、CMA の結果によると、オーステナイト化温度が 1050°C のとき、C は 0.15% まで回復するものの、それ以外の元素は、ほとんど変化がみられない。これは拡散理論による計算においても確認された。Fig. 6 は、CMA で求めた初期条件で、オーステナイト化条件による C 分布の変化を計算した結果である。この結果から、C でも容易に回復しないことがわかる。したがつて、オーステナイト化温度の上昇による軟化の軽減は低減した元素の拡散による回復だけでは説明できない。軟化軽減の原因を明らかにするために、合金元素の低減を鋼の焼入性 DI の変化としてみると次のようになる。オーステナイト結晶粒度を No. 8 と仮定して、素材の

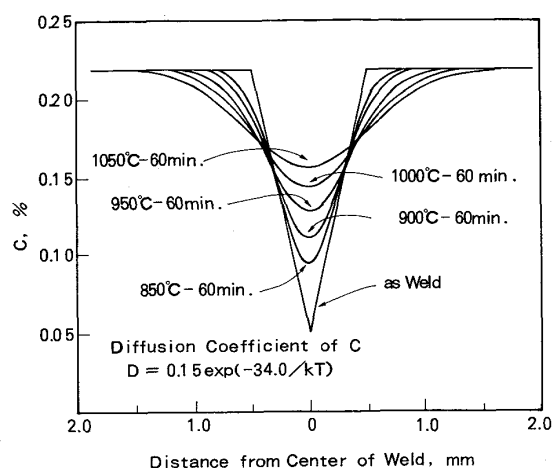


Fig. 6. Effect of heat treatment on distribution carbon around flash welded zone.

DIを計算すると、12.5 in で Photo. 2 に示したオーステナイト化温度 850°C の場合の CMA の結果をもとに計算すると 3.5 in となり、非常に焼入性が低下していることがわかる。次に、1050°C のオーステナイト化温度で、Cのみ 0.15% まで回復したとして計算すると、6.1 in となる。一方、チェーンリンクを水焼入れする場合の急冷度 H を 0.8 と仮定して、76 mm ϕ チェーンリンクを中心部まで焼入れするに必要な DI を求めると、8.4 in となり、Cの回復だけでは、溶接部の軟化は解消しないことがわかる。そこで、Cの回復とともに、オーステナイト結晶粒度が No. 4 まで成長したとすると、DIは 8.5 in となり、76 mm ϕ の棒鋼の中心部まで焼きが入るようになる。

この結果は、Photo. 4 に示した組織ともほぼ一致している。しかし、フラッシュ溶接部の組織は Photo. 4 に示したように熱処理のときのオーステナイト化温度によって、複雑な変化をする。一般に、フラッシュ溶接部は、溶接時の熱によって AlN 等が完全に溶体化し、オーステナイトが粗粒化した過熱組織になる⁶⁾。このような状態の鋼をオーステナイト化するとき、“ γ 変態”といわれている⁷⁾ 変態が起こる。Photo. 4 に示した 850°C の組織が、“ γ 変態”後の状態を示している。Photo. 5 で明らかなように 900°C になると、 γ 変態したオーステナイト結晶の再結晶が始まっている。950°C では、再結晶がほぼ完了し、1000°C では、再結晶粒の成長がみ

られる。1050°C になると、さらに成長が進み、組織が粗大化してくる。したがって、フラッシュ溶接部の衝撃値は軟化の軽減と組織の粗大化とのかね合いによつて、Fig. 4 に示したように、950°C～1000°C 熱処理したときもつともよくなる。

5. 結 言

ハイテンチェーンは、棒鋼をO字型に曲げ加工してからフラッシュ溶接で接合し、熱処理して製造される。その溶接部は一般に軟化している。本研究は、この軟化の実態を明らかにし、溶接部の衝撃値向上策を検討した。以下に得られた結果の要点を述べる。

1) フラッシュ溶接後、オーステナイト化温度 850°C で熱処理しても、チェーンリンクの溶接部は、 ΔHV が 60 と、著しく軟化している。

2) この軟化の原因は、溶接時の脱元素のために、溶接部の焼入性が低下したことにある。CMA で分析した結果、おおよそ C が 0.17%, Si が 0.2%, Mn, Cr が 0.25%, Ni が 0.1% 少なくなっている。しかし、Mo は低下していない。

3) 熱処理時のオーステナイト化温度を高めると、溶接部の軟化は軽減し、1050°C でほぼ解消する。

4) この溶接部の軟化の軽減は、拡散によるCの回復とともに、オーステナイト結晶粒の成長によつて、焼入性が向上するためである。

5) オーステナイト化温度を高めるにつれて、軟化が軽減し、溶接部の衝撃値は向上するが、1050°C になると、組織が粗大化し、衝撃値はかえつてわるくなる。

本研究を進めるにあたって、濱中製鎖工業(株)浜中社長、新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター伊藤所長に御協力いただいたことを感謝いたします。

文 献

- 1) J. C. BARRETT: Weld. J., **24** (1945), p. 25
- 2) 岡田 実, 木原 博, 鬼丸貞幸, 若林良一: 溶接学会誌, **19** (1950), p. 90
- 3) 鈴木征治, 高村登志博: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 1467
- 4) 鈴木信一, 征矢勇夫: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 558
- 5) I. TAGUCHI and H. HAMADA: Anal. Sci., **1** (1985), p. 119
- 6) 安藤弘平, 中村 孝, 仲田周治, 福井一郎: 溶接学会誌, **40** (1971), p. 232
- 7) 松田昭一, 岡村義弘: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 226