



Table 1. Chemical composition and mechanical properties of base metal and weld metal.

Material	Chemical Composition* ( wt. % )								Mechanical Properties**					
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	$\sigma_{0.2}$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)	$\delta_5$ (%)	Hv	$2\psi E$ (at 0°C) (kg-m)
Base Metal (SCS 5)	0.04	0.39	0.65	0.023	0.024	3.90	12.78	0.24	56.2	79.1	20.7	58.3	252	11.3
Weld Metal (No. 2194)	0.04	0.38	0.65	0.024	0.008	3.75	13.42	0.07	70.1	90.2	20.5	57.1	283	6.7

\* Mean value      \*\* B.M.: 1050°C X 10h F.C. + 950°C X 10h A.C. + 630°C X 10h F.C.  
W.M.: 600°C X 10h F.C.

Yield Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Weld Joint	As-weld	66.6
		SR	67.2
	Base Metal		66.4
Tensile Strength (kg/mm <sup>2</sup> )	Weld Joint	As-weld	82.7
		SR	79.1
	Base Metal		79.1
Elong. (%)	Weld Joint	As-weld	13.4
		SR	16.7
	Base Metal		22.8
Red. of Area (%)	Weld Joint	As-weld	58.6
		SR	65.5
	Base Metal		65.5
Hardness (Hv)	Weld Joint	As-weld	365
		SR	330
	Base Metal		280
Impact Energy at 20°C (kg-m/cm <sup>2</sup> )	Weld Joint	As-weld	2.5
		SR	10.7
	Base Metal		13.5

Fig. 1. Comparison in mechanical properties of base metal with weld joints before and after SR.

設けた) により 0°C の試験温度で行った。

2.2.2 疲れ試験

疲れ試験は 小野式回転曲げ試験機を用い、1500 rpm の繰返し速度で水道水を滴下しながら行つた。試験片は平滑ならびに  $K_t=2.5, 4.0$  の環状溝切り欠きを有する丸棒試験片 (試験部径: 10 mm) であり、溶接継手試験片の場合、切り欠きは HAZ 部に設けた。

2.2.3 破面観察と半価幅測定

疲れき裂の発生および進展に伴う破面の様相の変化については走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察した。また、疲れ試験片破面の半価幅測定<sup>9)</sup> は X線回折装置を用いて行つた。使用した回折面は  $\alpha(211)$  であり、 $CrK\alpha$  線を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接継手部の諸性質

Fig. 1 は 0.05%C-13Cr-4Ni 铸鋼母材の熱処理後における機械的性質を As-weld ならびに SR 後の溶接継手試料の結果と比較した。ここで、継手試料のビッカース硬さは溶接金属で測定したものであり、また衝撃値は HAZ 部の値を示している。このように、溶接継手試料では溶接ボンドが中心になるように試験片を作製してい

るから As-weld ならびに SR 後のいずれにおいても、試験片の半分を占めている溶接金属の強度が母材より高いため、継手引張りでは伸びが低くなる。一方、継手材料においては硬さの最も低い母材の位置で降伏し、ネッキングを起こすため降伏強さ、引張強さおよび絞りは母材とほぼ同等の値を示した。また、衝撃値については母材に比較して As-weld 状態の HAZ 部が最も低くなった。Fig. 2 は SR を施した溶接継手試料の S-N 曲線を母材との比較で示したものである。これより、SR を施した継手試料の疲れ寿命は平滑および切り欠きのいずれにおいても母材と同等であり、 $10^7$  サイクルにおける疲れ強さでみると、平滑で  $33 \text{ kg/mm}^2$ 、 $K_t 2.5$  の切り欠きでは  $17 \text{ kg/mm}^2$  である。

溶接継手試料の硬さや疲労などの特性は、転位密度や残留オーステナイトといった金属学的性質に依存するから、次に本鋼種で特徴的に生じるオーステナイトを硬さとの対応で、As-weld 試料を用いて測定した結果が Fig. 3 である。硬さは Bond から約 1 mm 離れた HAZ で最高値を示した後、しだいに低下して母材と同程度の硬さになるが、HAZ 領域における母材側を詳細に硬さ測定すると、母材との境界近くで最低値を示した。一方、オーステナイト量は HAZ 領域において、Bond

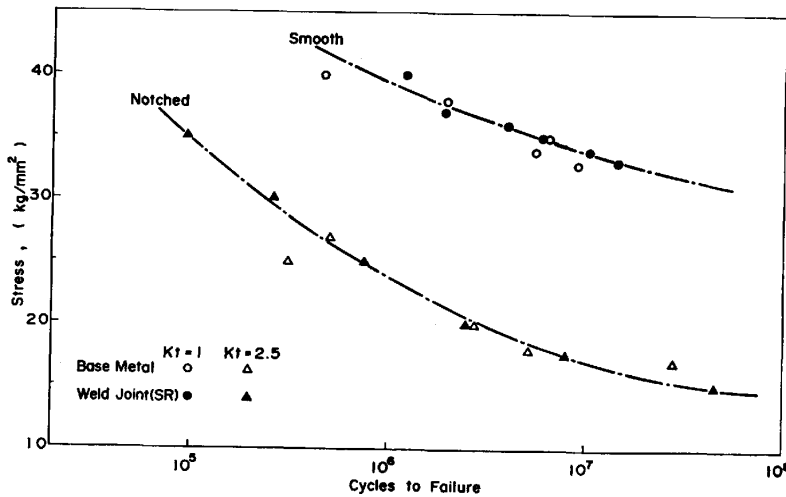


Fig. 2. S-N curves for 13Cr-4Ni steel casting and weld joints in water.

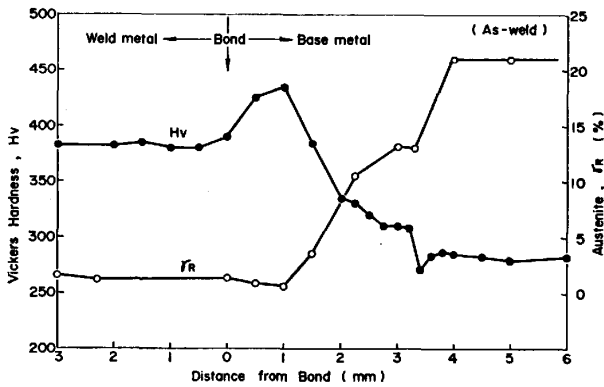


Fig. 3. Distribution of vickers hardness and austenite content across the weldment.

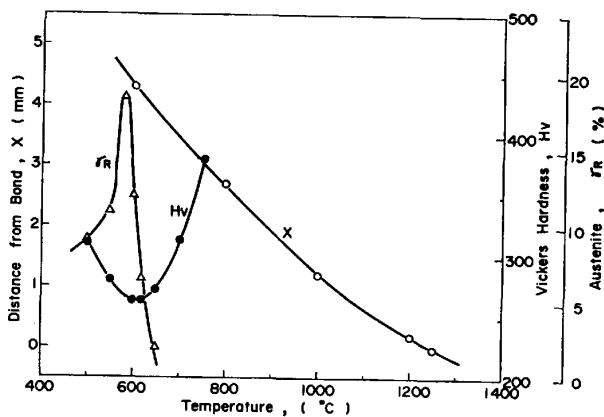


Fig. 4. Change in austenite and hardness of 13Cr-4Ni steel casting with heating temperature.

から離れるにしたがつて増加し、約 4 mm の位置で母材と同等の値になった。

このような溶接継手試料の As-weld 状態における HAZ 部の硬さとオーステナイト量は、溶接熱サイクルに支配されていることが Fig. 4 から推測できる。Fig. 4 は点溶接を行ったとき、溶接 Bond から任意の距離にある位置が溶接による加熱で到達する最高温度を示し

た。また、Fig. 4 のオーステナイト量および硬さの変化は、筆者が 13Cr-4Ni 鋳鋼母材を用いて行った前報<sup>2)9)</sup>の結果であり、焼入試料を図に示した温度で 10 h 焼もどして得られる値を示した。このように、焼入試料が 600°C 以上の焼もどし加熱によつてオーステナイトが減少し、硬さは上昇していく傾向と、Fig. 3 に示した HAZ 領域におけるオーステナイトの変化が一致している。また、溶接熱サイクルによる最高到達温度と対応させると、Bond から約 4 mm の範囲が 600°C 以上に加熱されていると推測される。

### 3.2 溶接部硬さと熱処理硬さの関係

HAZ は溶接入熱により 600°C 以上の温度に加熱後冷却されて焼入状態のマartenサイトになるため、Fig. 3 に示したように硬さが上昇する。ここでは本鋼における任意の硬さを有する試料を得るための方法について検討を行い、諸性質と硬さレベルとの関係を試験した。Fig. 5 は C 量のみを変えた 13Cr-4Ni 鋳鋼を点溶接したときに得られる HAZ の硬さ分布を示したもので、

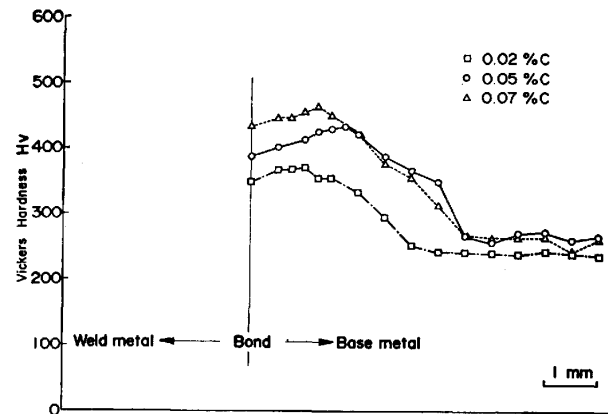


Fig. 5. Vickers hardness distribution at the heat-affected zone of 13Cr-4Ni castings having 0.02 to 0.07%C.

HAZの幅はC量には無関係であるが、最高硬さはC量の増加とともに上昇している。この試料を焼入れしたとき得られた硬さを加熱温度(950°Cと1050°C)、と時間との関係でプロットしたのがFig. 6である。これより、各試料の硬さは加熱条件により複雑な挙動を呈することがわかる。

Fig. 7はHAZの最高硬さ(Fig. 5)ならびに焼入状態で得られた硬さ(Fig. 6)を、各温度における最大・最小値の範囲で表し、C量との関係で整理した。このように、HAZの最高硬さはC量とともにほぼ直線的に上昇することが明らかである<sup>10)</sup>。一方、焼入状態の硬さはC量とともに上昇する傾向は認められるが、0.06% C以上では逆に低下するものもあり、また加熱保持時間にも支配されている。これは加熱前に析出している合金炭化物がマトリクスへ固溶することにより $M_s$ 、 $M_f$ が低下し、未変態オーステナイトが残存することによるものと推測される。いずれにしても、HAZの最高硬さは焼入状態で得られる硬さ範囲にあるから、焼入状態の試料によつてCが0.06%までは、溶接部の硬さは模擬できる。

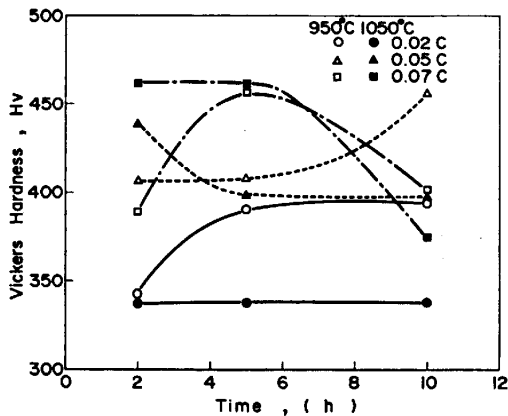


Fig. 6. Effect of carbon content and heat treatment on hardness of 13Cr-4Ni castings.

Fig. 8はFig. 7に基づき950°Cの焼入温度を採用しC量でコントロール(0.04%および0.06%C)して得た、HV 350ならびにHV 427試料の引張性質と衝撃エネルギーを、焼ならし焼もどしを施したHV 252試料の値と比較したものであり、Fig. 9はそれらの試料のシャルピー衝撃遷移曲線である。Fig. 8から明らかのように、引張強さ、降伏強さは硬さに準じた傾向を示し、また伸び、絞りも硬さが高いもので幾分低くなっている。硬さの上昇による性質低下の著しいものは衝撃特性で、常温の衝撃値と同様シェルフエネルギーも硬さの上昇とともに低下しており<sup>3)</sup>、破面遷移温度(FA TT)も高温側に移動している。このように、硬さによる性質の変化はFig. 1に示した継手試料HAZ部の諸性質にほぼ一致しており、焼入状態の熱処理によつて

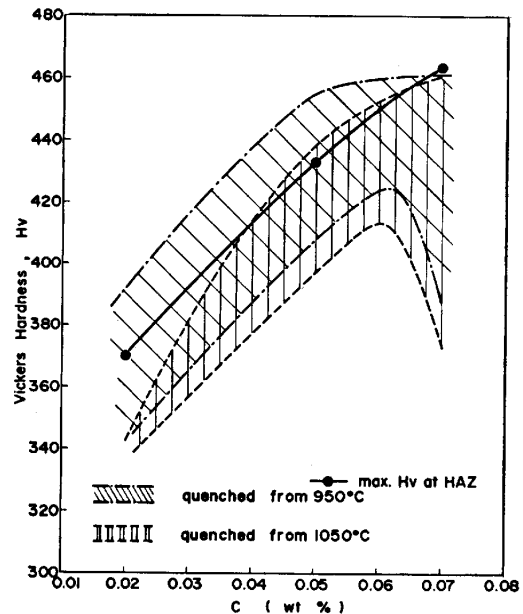


Fig. 7. Relation between maximum hardness at HAZ and as-quenched hardness as a function of carbon content.

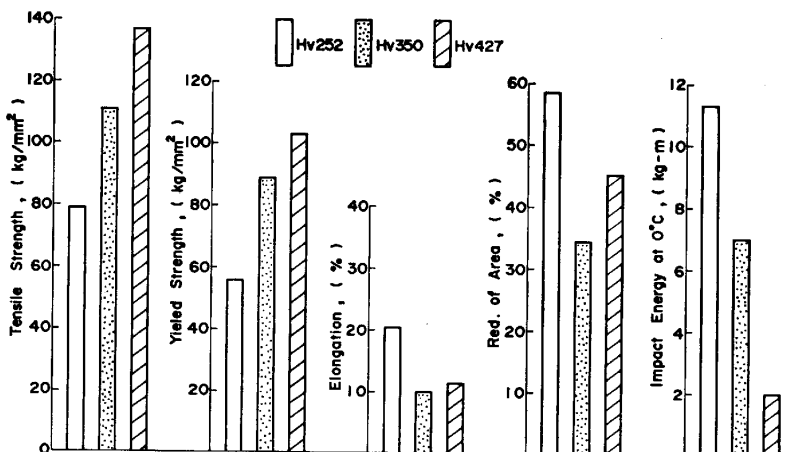


Fig. 8. Tensile and Charpy impact properties of 13Cr-4Ni castings with three levels of hardness.

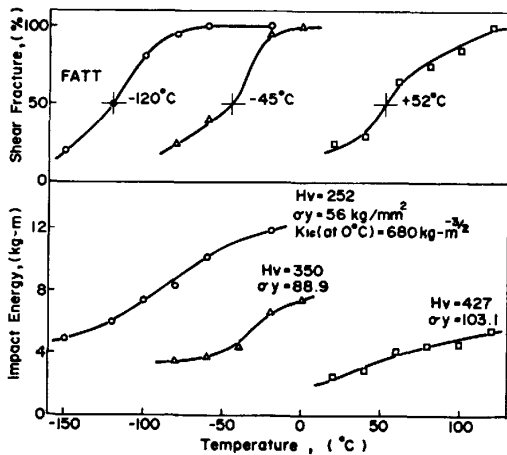


Fig. 9. Charpy impact transition curves of 13Cr-4Ni castings with three levels of hardness.

異なる 13Cr-4Ni 鋳鋼の平滑および切欠試験片を用いて行つた、水中における小野式回転曲げ疲れ試験の結果を示した。このように  $K_t=2.5, 4.0$  の切欠効果により疲れ寿命は低下するが、硬さの影響はばらつき範囲内であり、その差は認められない。したがつて、HV 252 ~ 427 の硬さレベルでは任意繰り返しにおける疲れ強さはほぼ同一とみなすことができる。Fig. 11 は切り欠きの効果を応力集中係数 ( $K_t$ ) と切欠係数 ( $\beta$ ) との関係で整理したものである。図中には炭素鋼<sup>11)</sup>および 13Cr 系マルテンサイト鋼<sup>12)</sup>で得られた結果も示してあるが、 $K_t$  2 ないし 3.5 以上で  $\beta$  はほぼ一定となる傾向があり、本鋼でも  $K_t$  2.5 と 4.0 の  $\beta$  に差がないことがわかる。

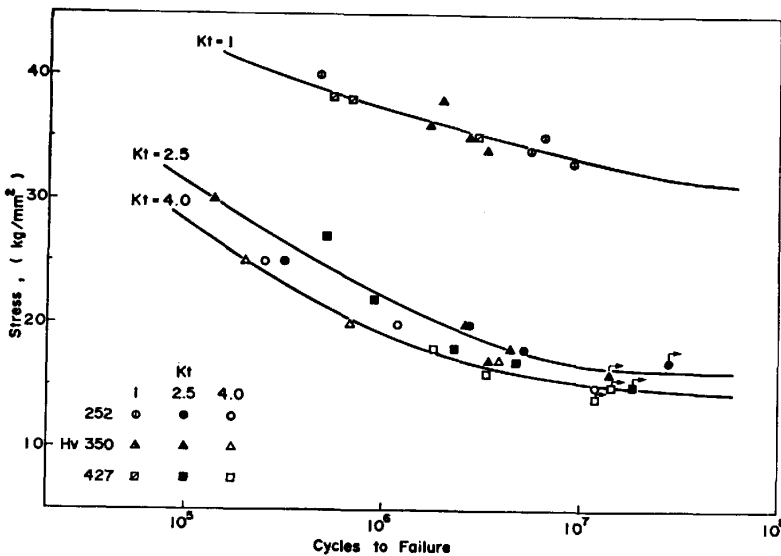


Fig. 10. S-N curves of 13Cr-4Ni castings with three levels of hardness.

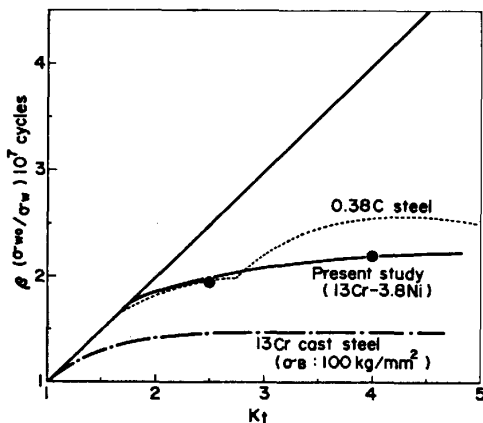


Fig. 11. Relation between fatigue strength reduction factor and stress concentration factor.

次に Fig. 12 は疲れ過程における材質変化を調べる目的で、疲れ破面の硬さと、X線応力測定装置を用いて測定した半価幅を、疲れ試験前の母材の値と対比して示した。疲れ変形により形成される下部組織は疲れき裂の発生および伝播と密接に関係しており、X線回折で得られる半価幅、過剰転位密度といったX線パラメータとの対応が見出されている<sup>8)13)</sup>。Fig. 12 に示したように、すべての疲れ破面において半価幅は試料の硬さにほぼ依存しており、硬さは試験前後であまり変化していない。したがつて、下部組織は疲れ過程にあまり関与せず、熱処理で得られた組織構造が半価幅を決定しているものと考えられる。

HAZ の性質が模擬できたものと考えられる。

### 3.3 疲れ強さに及ぼす硬さの影響

Fig. 10 に熱処理模擬によつて作製した硬さレベルの

Photo. 1 は 35 kg/mm<sup>2</sup> の応力で試験した平滑試験片の SEM 破面写真である。試験片外周部の起点と推定される位置に平坦な領域があり、疲れ破面が明瞭に認められるとともに粒界破面が生じ、しだいに粒界破面が増加

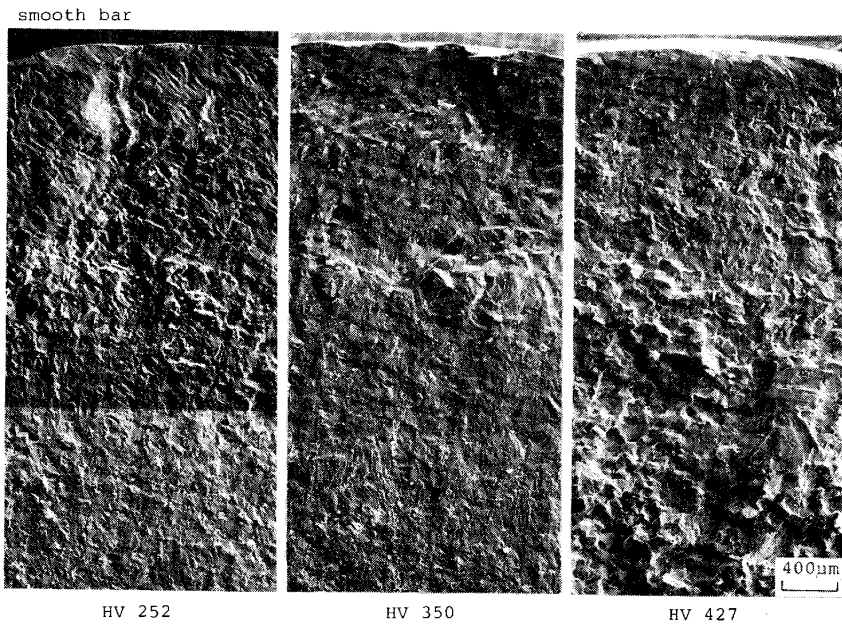


Photo. 1. Scanning electron fractographs of fractured surface in fatigue tests.

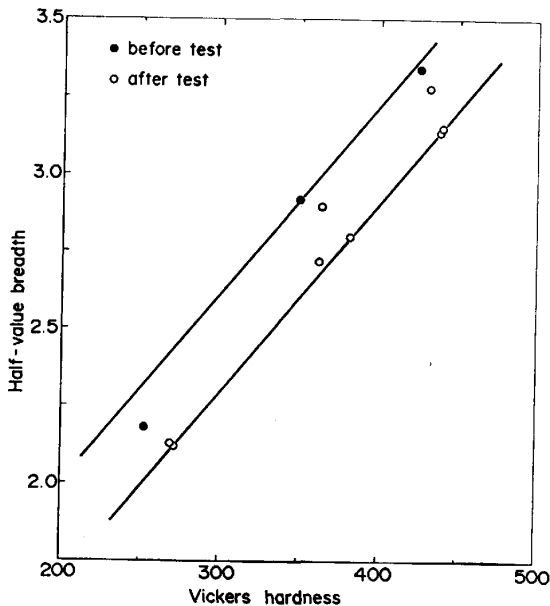


Fig. 12. Half-value breadth and hardness of fractured surface in fatigue tests.

し、中心部では少なくなる傾向がある。粒界破面は各試料で観察され、発生位置、形態などは試料間で幾分差は認められるが、これらの疲れ寿命との関係については今後検討する必要がある。この破面で観察される起点部近傍の平坦領域の大きさ（または中心方向への長さ）は疲れき裂が巨視的に伝播が可能となる限界き裂抵抗に対応すると考えられ、硬さとともにその領域は大きくなることから、抵抗が大きいと推測される<sup>14)</sup>。

Fig. 13 は回転曲げ疲れ試験のき裂発生と伝播の過程を模式的に示したもので、破断までの繰返し数  $N_f$  は、発生までの繰返し数  $N_o$  と伝播の繰返し数  $N_p$  の和であり、 $N_o$  は前述した限界き裂抵抗を表すものと考

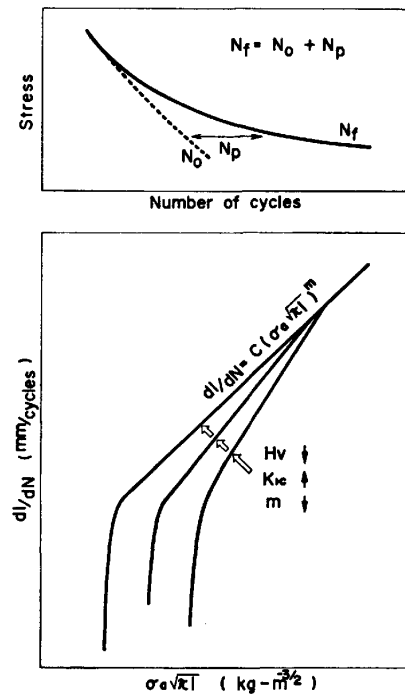


Fig. 13. Schematic representation showing fatigue behavior in water.

えられる。一方、き裂の成長に相当する  $N_p$  については、成長速度、 $dl/dN$  で表すと、応力拡大係数パラメータ  $\sigma_a \sqrt{\pi l}$  で評価することが可能であり次式で求められる<sup>15)</sup>。

$$dl/dN = C(\sigma_a \sqrt{\pi l})^m$$

ここで、 $\sigma_a$  は応力振幅、 $l$  はき裂長さ、 $N$  は繰返し数、 $C$  および  $m$  は定数である。また、江原ら<sup>16)17)</sup>が行った 13Cr マルテンサイト鋼で得られた疲れき裂伝播速度の試験結果では、硬さの低下とともに  $K_{Ic}$  が上昇

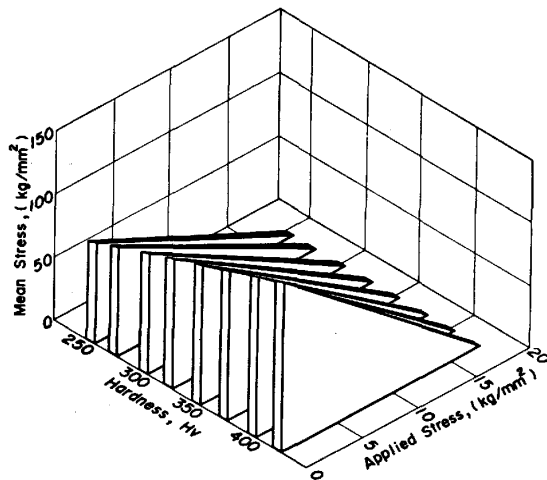


Fig. 14. Effect of mean stress, applied stress and hardness on fatigue behavior of 13Cr-4Ni casting. (Modified GOODMAN diagram)

し、 $m$  が低下する。さらに、 $\Delta K_{th}$  は硬さとともに大きくなると報告されている。これらの関係を模式的に Fig. 13 に示した。このように、硬さによるき裂発生と伝播への影響は相反するので、両者が釣り合う場合は等しい疲れ寿命が得られるものと考えられる。したがって、作用応力が高くなるか、あるいは切り欠きが極めて鋭くなると高硬度試料では疲れ寿命が低下すると推測されるが、作用応力が低くまた繰返速度が大きい場合、硬さの高いものでは疲れき裂は発生しなくなると考えられる。

このように、回転曲げ疲れ試験結果から疲れ寿命に対して硬さは影響しないということが明らかとなったので、 $K_t=2.5$  で  $10^7$  サイクルの疲れ強さを用いると Fig. 14 に示す修正 GOODMAN 線図が得られ、平均応力と応力振幅との関係から、硬さの高いものほど安全率が高くなることがわかる。

#### 4. 結 言

13Cr-4Ni 鋳鋼は自硬性が大きいため、溶接部では冷却速度によらずマルテンサイト組織となる。そこで、溶接部の諸性質ならびに熱処理により硬さレベルを変えた試料を作製し、疲れ挙動と硬さとの関係を調べ、以下の結論を得た。

(1) 溶接継手試料では As-weld の場合、溶接金属および HAZ は硬さが高いため衝撃性質は低い。しか

しこのように硬さ、衝撃性質に差があるにもかかわらず、水中における疲れ寿命は母材と溶接継手でほぼ同等の値を示した。

(2) 溶接 Bond から離れるにしたがって HAZ の硬さは低下し、またオーステナイト量は上昇する傾向があり、これらの変化は溶接熱サイクルによる最高加熱到達温度に対応している。

(3) As-weld 状態における HAZ の最高硬さは C 量依存性が極めて大きく、0.01% 当たりのピッカース硬さ上昇率は約 19 である。

(4) 水中疲れ寿命は切り欠き材で低下するが  $K_t=2$  以上ではその影響が小さく、また HV 250~427 の範囲内では平滑ならびに切り欠き疲れ強さに及ぼす硬さレベルの影響は認められなかった。

#### 文 献

- 1) J. A. LARSON and R. FISHER: AFS Trans., 63 (1979), p. 113
- 2) Y. IWABUCHI and S. SAWADA: ASTM STP 756 (1982), p. 332
- 3) 岩淵義孝: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 120
- 4) 朝倉重次, 二瓶正恭: 溶接学会誌, 49 (1980), p. 490
- 5) 伊藤義康, 永田晃則, 深倉寿一, 森 忠夫: 溶接学会論文集, 2 (1984) 1, p. 83
- 6) 電気事業連合会水力発電 (建設, 保守) 会議資料 (1982)
- 7) 久保田喬, 田中 修: 富士時報, 56 (1983), p. 575
- 8) 関田裕次, 児玉昭太郎, 三沢啓志: 材料, 32 (1983), p. 258
- 9) 岩淵義孝: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 1437
- 10) 今井勇之進, 沢田昇龍: 日本金属学会会報, 8 (1972), p. 820
- 11) 石橋 正: 金属の疲労と破壊の防止 (1967) [養賢堂]
- 12) 河合末男, 鯉淵興二: 材料, 25 (1976), p. 61
- 13) 平 修二, 田中啓介: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 450
- 14) 横堀武夫: 日本機械学会誌, 74 (1971) 624, p. 4
- 15) 越智保雄, 石井 明, 山本康義, 佐々木茂美: 材料, 32 (1983), p. 1363
- 16) H. ISHII, Y. SAKAKIBARA and R. EBARA: Metall. Trans., 13A (1982), p. 1521
- 17) 江原隆一郎, 三原資巨, 紀 博徳, 貝 敏雄, 片山一三, 塩田 潔: 三菱重工技報, 15 (1978), p. 310