

で、不適正な溶接入熱においても、その低下はわずかであつた。

(4) 高張力鋼溶接継手の疲れ強さ低下の主原因を、溶接熱影響部の硬さ変化あるいは軟化部の存在に求めることはできない。

文 献

- 1) 高橋, 高島, 伊藤: “材料の強度と疲労” 日本学術振興会ほか共催第10回シンポジウム予稿, (1965) 4, p. 113
- 2) たとえば, 白石: 溶接学会誌, 33 (1964), p. 894
T. R. GURNEY: Brit. Welding J., 9 (1962), p. 614
J. E. STALLMEYER and W. H. MUNSE: Brit. Welding J., 7 (1960), p. 281
- 3) 高橋, 高島, 伊藤: 溶接学会溶接疲労強度研究委員会, FS 資料 71-40, (1965)
- 4) 峰久: 同上, FS 資料 41-39, (1964)
- 5) 高橋, 高島, 伊藤: 同上, FS 資料 86-40, (1965)

(222) 高張力鋼溶接継手部各組織の切欠き疲れ強さ

(高張力鋼溶接継手の疲れ強さ低下原因に関する研究—II)

八幡製鉄, 技術研究所

○高橋賢司・高島弘教・伊藤昭典

Fatigue Properties of Notched Weldments in High Tensile Strength Steels

(Studies on fatigue strength of welded joint in high tensile strength steels—II)

Kenji TAKAHASHI, Hironori TAKASHIMA and Akinori Ito

1. 緒 言

実際の突合せ余盛まま溶接継手の疲れ破断位置は、ほとんどの場合余盛趾端部であり、溶接部には余盛形状あるいは溶接部の欠陥による応力集中が重畳している。したがって、溶接継手の疲れ強さの低下原因を探るためには、溶接部の各組織の切欠き感受性を明らかにしておく必要がある。

高張力鋼溶接部の切欠き疲れ強さについては、たとえば岡田ら¹⁾は SM 50 変質部の回転曲げ切欠き ($\alpha_K=1.31\sim 5.00$) 疲れ強さは母材のそれに比し同等か20~40

%高いことを示し、大内田²⁾は SM51, HT50 について熱影響部の引張圧縮切欠き ($\alpha_K=2$) 疲れ強さは母材のそれと同程度であることを示した。また最近 N. KENYON³⁾らも 60 キロ級低合金高張力鋼の溶接部の切欠き疲れ強さは母材のそれより高いことを示している。

われわれは、高張力鋼溶接継手の疲れ強さ低下原因について系統的研究を行ない、逐次報告してきたが、本報はその一環をなすもので、さらに高い引張強さをもつ高張力鋼も含め、しかも実際の溶接熱影響部に存在する各組織に注目し、それらの切欠き疲れ強さを詳細に検討したものである。

2. 供試材および実験方法

供試材は SM50, WEL-TEN60 および WEL-TEN80 の 3 鋼種で、これらの化学成分ならびに機械的性質を Table 1 に示す。溶接は各母材の板厚そのままの横突合せ、手アーク溶接で、入熱は 17500 Joule/cm 前後、パス回数は 6 ないし 12 で、溶接速度はすべて 150 mm/min で行なつた。試験片は、継手の余盛を平削除去し、母材の黒皮を研磨 (約 0.5 mm) した面に接して採取し、溶接部の代表的な 5 種類の組織に形状係数 $\alpha=2.2$ の半円型切欠き (半径 0.4 mm) をつけた。試験片は中央部に半径 44 mm のフィレットをもつ平面曲げ試験片で、その中央部に切欠き位置するように試験片を製作した。切欠き先端を所定の各組織に一致させるための加工は、あらかじめ試験片掴み巾 (40 mm) の短冊を製作し、これを酸腐食して組織を判別の上切欠きをつけて、所定の試験片に切削した。Photo. 1 に切欠き状況と溶接部の各組織および硬さ分布の 1 例を示す。硬さ分布は切欠き底より 0.5 mm の位置で測定した。疲れ試験は、シェンク式両振り平面曲げ試験機を用い、3000 cpm の繰り返し速度で行なつた。

3. 実験結果および考察

切欠き位置と組織の関係は、破断したものでは破断起点、破断しなかつたものでは試験片巾の中央を通るそれぞれの縦断面を再度検鏡によつて確めた。その際、切欠き加工時の各組織にたいする切欠き位置の判別が間違つていたものは、疲れ試験後詳細に観察して、これを再分類した。その結果、目標の組織に切欠きが入つた試験片の数は十分でないものもあり、またばらつきはやや大きなものもあつたが、各組織の切欠き疲れ強さをほぼ 1 kg/mm² の精度で求めることができた。これらの切欠き疲れ限度 σ_w'' およびそれらの母材切欠き疲れ限度にたいする比を一括して、Table 2 に示す。ここで (Mo) は母材平滑試験片の疲れ限度を、 β は形状係数 $\alpha=2.2$ にたいする母材の切欠き係数を示す。これらより明らかなよ

Table 1. Chemical compositions and tensile properties of steel tested.

Steel	Thick-ness (mm)	Heat treatment	Chemical compositions (%)											Tensile properties			
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	B	σ_Y (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	El (%)	σ_Y/σ_B	
SM 50	16	as rolled	0.15	0.33	1.13	0.024	0.014	—	—	—	—	—	34.0	52.0	27.0	0.65	
WEL-TEN60	20	Q → T	0.15	0.48	1.25	0.017	0.014	0.04	0.20	—	0.06	—	58.0	65.0	26.0	0.89	
WEL-TEN80	20	Q → T	0.14	0.27	0.76	0.013	0.008	1.00	0.53	0.45	0.06	0.002	73.8	80.0	25.0	0.92	

σ_Y : 0.2% proof strength σ_B : Tensile strength El: Elongation

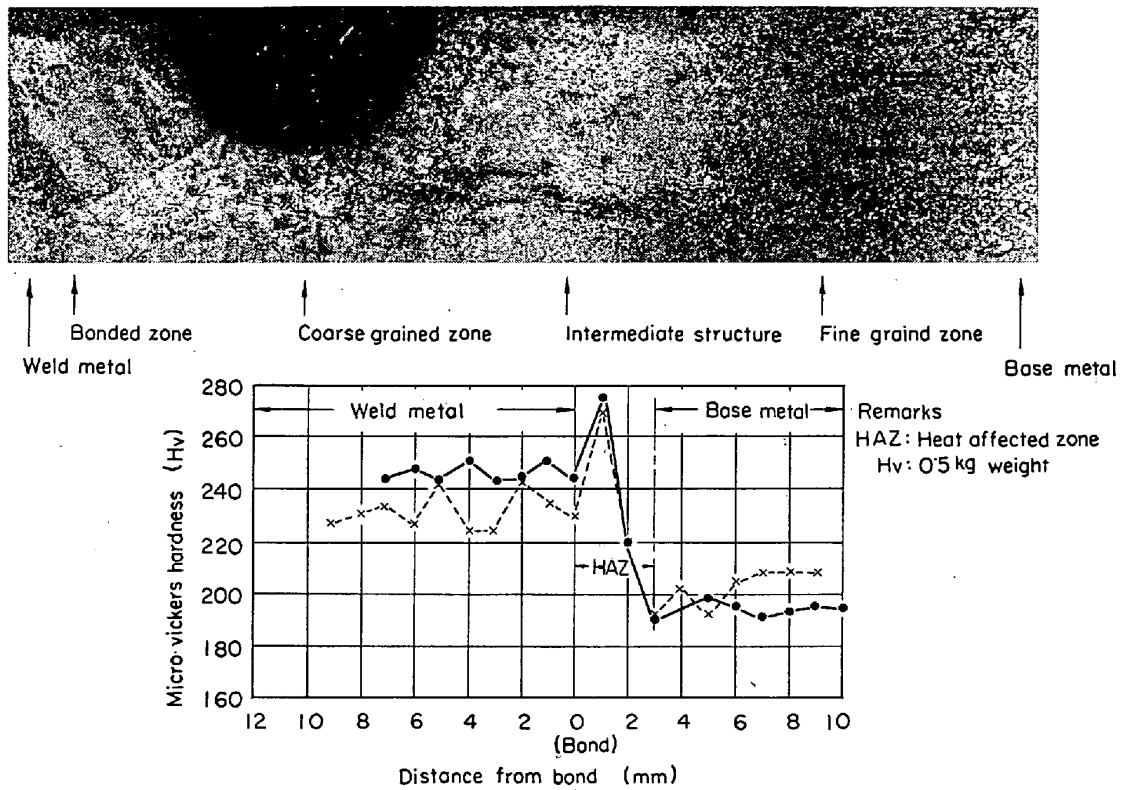


Photo. 1. Micro structure in notched weldment tested and hardness distribution.

Table 2. Results of alternating plane bending fatigue tests.

Steel	SM 50			WEL-TEN 60			WEL-TEN 80		
	$\sigma_{W''}$ (kg/mm ²)	β	Ratio to (M)	$\sigma_{W''}$ (kg/mm ²)	β	Ratio to (M)	$\sigma_{W''}$ (kg/mm ²)	β	Ratio to (kg/mm ²)
Base metal unnotched (Mo)	28	1.00	—	32	1.00	—	42	1.55	—
Base metal notched (M)	15	1.87	1.00	19	1.86	1.00	19	2.20	1.00
Fine grained zone notched (F)	—	—	—	—	—	—	21	—	1.10
Coarse grained zone notched (C)	23	—	1.53	24	—	1.26	24	—	1.26
Bonded zone notched (B)	22	—	1.47	23	—	1.21	18	—	0.95
Weld metal notched (W)	23	—	1.53	25	—	1.42	18	—	0.95

Stress concentration factor $\alpha = 2.2$

うに、SM50 および WEL-TEN 60 では粗粒化部、細粒化部、ボンド部、溶着鋼のいずれも母材より 20% ないし 50% 程度高く、WEL-TEN80 でも粗粒化部が母材より 25% 高い値を示し、細粒化部はほぼ母材と同程度の切欠き疲れ限度を示した。ここでボンド部の試験片は溶着鋼と同じ 18 kg/mm² を示したことから、この場合 (B) は溶着鋼に切欠きが入つたものと思われる。

各組織の切欠き疲れ限度は、Fig. 1 に示すごとく、それぞれの組織の硬さと直線関係にあり、硬さの高い組織ほど切欠き疲れ限度は高い。岡田ら⁵⁾は SM50 において溶接熱サイクルを再現させて、硬さを Hv 400 より 290 の間に変え、その切欠き疲れ強さを求めた結果、硬さの影響はほとんど認めていない。これにたいし、われわれの結果は同一鋼種にあつては、切欠き疲れ強さはややばらつきはあるが、各組織の硬さとよく対応した。なお S

M50 と WEL-TEN 60 の硬さと切欠き疲れ強さの関係はだいたい同一直線で表示されるが、WEL-TEN80 のそれはその下側にプロットされる。これは切欠き感受性の差に起因するものと思われる。

Fig. 2 は高張力鋼母材の回転曲げ切欠き疲れ試験結果であるが⁵⁾、これに今回の実験結果 (両振り平面曲げ) を参考のためプロットすると点線のごとくなる。今回の試験で 50, 60, 80 キロ級高張力鋼母材の切欠き疲れ限度 ($\alpha = 2.2$) は 15~19 kg/mm² であるが、同溶接熱影響部の弱い切欠き疲れ強さを示す組織でも 21~23 kg/mm² の切欠き疲れ限度 ($\alpha = 2.2$) を示している。したがつて、溶接継手の疲れ強さ低下の原因はほとんど溶接の形状欠陥などのために起こる $\alpha = 2.2$ 以上の応力集中によるものと推定される。

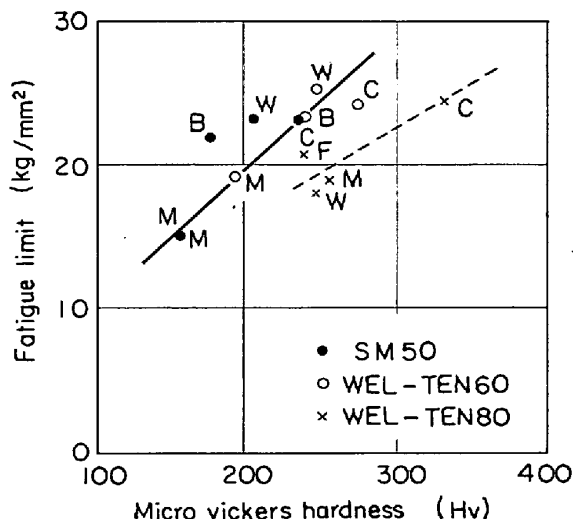


Fig. 1. Relations between fatigue limit of notched structure in weldment and their hardness.

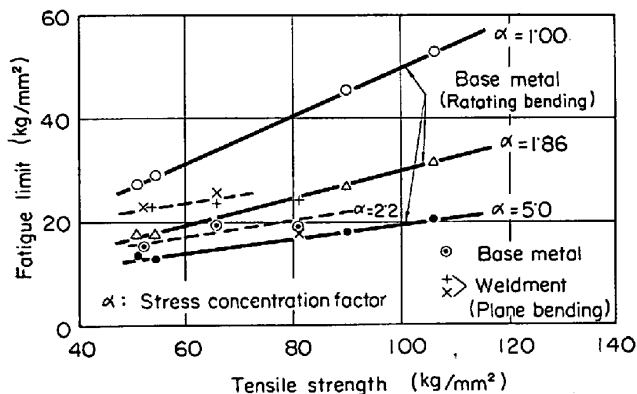


Fig. 2. Relations between fatigue strength of notched specimen and their tensile strength.

4. 結 言

高張力鋼突合せ溶接継手の疲れ強さの低下原因を究明するために、横突合せ溶接部の各組織の切欠き疲れ強さの検討を行ないつぎの結果を得た。

(1) SM50 および WEL-TEN60 では、溶接部各組織とも切欠き疲れ強さは母材のそれより 20~50%、WEL-TEN80 では粗粒化部は 25% ほど母材より高く、細粒化部および溶着鋼は母材とほぼ変らない疲れ強さを示した。

(2) 溶接熱影響部各組織の切欠き疲れ強さは硬さと比例関係にあり、母材より高い硬さをもつ組織はいずれも母材より高い切欠き疲れ強さを示した。

(3) 高張力鋼溶接継手の疲れ強さの低下原因を、組織変化に伴ういわゆる冶金の切欠き(前報)あるいは溶接部各組織の切欠き感受性に求めることはできない。

文 献

- 岡田, 大谷, 森脇: 溶接学会誌, 32 (1957), p. 352
- 大内田: 日本材料学会学術講演会前刷, (1965) 5, p. 123
- N. KENYON, W. B. MORRISON and A. G. QUARRELL: Brit. Welding J., (1966), p. 129

4) 高橋, 高島, 伊藤: 溶接学会溶接疲労強度研究委員会, FS 資料 111-41, (1966)

5) 高橋, 高島, 伊藤: “材料の強度と疲労” 日本学術振興会ほか共催第10回総合シンポジウム予稿, (1965) 4, p. 113

(223) 含 Ti 強靱鋼の機械的性質におよぼす低温熱履歴の影響

大同製鋼, 中央研究所

○福井 彰一・渡辺 敏幸

工博 加藤 剛志・浅田 千秋

The Effect of Thermal History in the Low Temperature Range on Mechanical Properties of Ti-Bearing Constructional Steel

Shoichi FUKUI, Toshiyuki WATANABE

Dr. Goshi KATO and Chiaki ASADA

1. ま え が き

鋼材を軟化して被加工性を向上するために、しばしば A_1 変態点以下の温度で焼なましを行なうことがあるが、Ti を含有する鋼に低温焼なましをほどこすと、その後焼入焼もどしを行なつた際の機械的性質が劣化する現象が認められた。

このような現象は含 Ti 強靱鋼の実用上、看過し得ない問題なので、その原因について調べたところ、本現象と低温焼なましによる Ti 炭化物の析出挙動との関係について 2, 3 の知見が得られたので、これについて報告する。

2. 供 試 材

供試材として用いた含 Ti 強靱鋼の主要化学成分を Table 1 に示した。

供試材は主として 15 t 電気弧光炉により大気中で溶解した後 1.3 t 鋼塊とし、皮削り、分塊圧延、疵取りを経て直径 22 mm の丸棒に熱間圧延された。熱処理はすべて圧延のままの素材にほどこし、JIS 4号引張試験片あるいは JIS 3号衝撃試験片に機械加工して実験に供した。顕微鏡組織観察用試料は引張試験片残材で塑性変形の影響を受けていない部分から切り出した。なお、焼入れは $885^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$ 油冷、焼もどしは $300^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ 油冷を標準処理とした。

3. 実 験 結 果

3.1 機械的性質におよぼす低温焼なましの影響

圧延ままの素材に $600^{\circ}\text{C} \sim 800^{\circ}\text{C}$ で 1hr 加熱後空冷の焼なましをほどこしたのち、焼入焼もどしを行なつた試片の機械的性質と焼なまし温度との関係を調べたところ、含 Ti 鋼では焼なまし温度の上昇に伴って引張強さおよび耐力が低下することが判つた。また、焼なまし温度を 700°C に一定とし、その温度での保持時間と標準

Table 1. Chemical composition. (%)

C	Si	Mn	Cr	Ti
0.18~0.20	0.72~0.85	1.18~1.27	1.46~1.57	0~0.11