

論 文

高張力鋼溶接継手の疲れ強さに影響する要因*

高橋 賢司**・伊藤 昭典***・矢崎 陽一***

Factors Affecting Fatigue Strength of Welds in High Tensile Steels

Kenji TAKAHASHI, Akinori ITO, and Youichi YAZAKI

Synopsis:

Fatigue limits under rotating bending of transverse manual arc butt-welds in high tensile steels are examined by varying welding heat input in a wide range. A fatigue crack initiates almost at the softened zone of heat-affected zone (HAZ), but those fatigue limits are not lower than those of base metals. Influence of hardness change in welds or fatigue was also examined by using high tensile steels heat treated by a synthetic apparatus for weld thermal cycle, or steels heat treated by TIG arc process. The fatigue limit of the specimen having hardness change of Hv 100 shows just a little lower value than that of the specimen having no hardness change. Notched fatigue strengths in HAZ of welds of various microstructures in high tensile steels are investigated in detail. Those fatigue limits are almost equal to those of base metals, the notch sensitivities of HAZ's are not high compared with those of base metals.

It is discussed that there are essentially little metallurgical factors affecting fatigue strengths of welds and a low fatigue strength of welds in high tensile steel may be due to a stress concentration of about 4 near a toe of reinforcement of welded joint.

(Received Nov. 4, 1971)

1. 緒 言

余盛つき突合せ溶接継手では、疲れき裂はほとんど余盛止端部を起点とし、余盛を削除した継手では熱影響部 (HAZ) の軟化部を起点として発生する 場合が多い。このため溶接継手の低い疲れ強さの原因として、HAZ¹⁾²⁾ほかにあるいは溶接部組織の不均一に伴う硬さ変化³⁾などが問題にされてきた。また HAZ が余盛による応力集中下にあるので、HAZ の切欠き感受性が岡田ら⁴⁾、大内田⁵⁾あるいは N. KENYON ら⁶⁾によつて調べられた。これらの研究では、いずれも HAZ を全体として扱っており、HAZ 個々の組織の切欠き感受性を明らかにしていない。継手部にはかなりの局所的な応力集中があると考えられるので、継手の低い疲れ強さを明確にするには、HAZ 各組織の切欠き感受性を明らかにしておく必要がある。

本研究では、これらの冶金的要因が高張力鋼溶接継手の疲れ強さに対してどのような影響をもっているかを明らかにするために、大幅に溶接入熱を変えた 60 kg/mm² 級および 80 kg/mm² 級溶接性高張力鋼突合せ溶接継手 (HAZ) 軟化部の疲れに及ぼす影響を回転曲げ疲れ試験

によつて検討し、また継手部の形状変化、残留応力その他の影響をできる限り排除して、試験片に組織変化に伴う硬さ変化のみを与えて、それらの影響を調べた。さらに 50 kg/mm²、60 kg/mm² および 80 kg/mm² 級溶接性高張力鋼溶接継手部の各組織に注目して、それらの平面曲げ切欠き疲れ強さ (応力集中係数 $\alpha = 2.2$) および片振り引張切欠き疲れ強さを α の広い範囲にわたつて求め、HAZ 各組織の切欠き感受性を検討した。

2. 高張力鋼溶接継手の疲れ強さに及ぼす溶接入熱の影響⁷⁾

2-1 試験方法

2-1-1 供試鋼

供試鋼は板厚 20 mm の 60 kg/mm² 級溶接性高張力鋼 (以下 WT60 と称す) および 80 kg/mm² 級溶接性高張力鋼 (以下 WT80 と称す) である。本項研究に使用した WT60-1 および WT80-1 の化学成分と機械的性質を Table 1 に示す。

* 昭和45年11月4日受付

** 新日本製鉄(株)技術研究所 工博

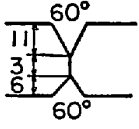
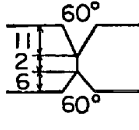
*** 新日本製鉄(株)技術研究所

Table 1. Chemical composition (wt%) and tensile properties of specimens tested.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation G.L. 50mm (%)	Reduction of area (%)
SM50	0.15	0.33	1.13	0.024	0.014	—	—	—	—	—	34.2	52.3	27.4	—
WT50	0.16	0.34	1.19	0.032	0.012	—	—	—	—	—	31.3	50.0	37.2	70.5
WT60-1	0.15	0.48	1.25	0.017	0.014	0.04	0.29	—	0.06	—	58.4	65.1	26.2	—
WT60-2	0.14	0.50	1.25	0.017	0.008	0.23	—	—	—	—	52.7	60.1	27.4	75.1
WT80-1	0.14	0.32	0.79	0.005	0.005	0.89	0.52	0.51	0.07	—	80.3	84.2	33.1	—
WT80-2	0.14	0.26	0.83	0.012	0.008	1.06	0.61	0.45	0.05	0.10	73.8	80.1	25.0	68.2

Plate thickness: SM50 16mm, others 20mm. Tensile test piece: JIS No 4

Table 2. Welding condition of specimens tested.

Steel	Mark	Shape of groove	Welding speed cm/min	Welding heat input Joule/cm	Number of layers
WT60-1	A		180	15 000	Front 7 Back 8
	B		15	17 500	Front 5 Back 5
	C		10	37 300	Front 3 Back 3
	D		45	55 000	Front 2 Back 2
WT80-1	F		18	14 500	Front 7 Back 8
	G		15	17 500	Front 5 Back 5
	H		10	37 300	Front 3 Back 3
	I		45	55 000	Front 2 Back 2

WT60-1: not preheated. Interpass temperature <100°C.
 WT80-1: preheated at 150°C. Interpass temperature <200°C.

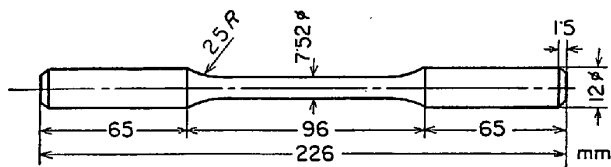


Fig. 1. Shape of fatigue test specimen for rotating bending machine "Simplex".

2.1.2 溶接条件

Table 2 に各試験片の溶接条件を示す。溶接は手アーク突合せ溶接とし、溶接棒はそれぞれ L-60 および L-80 を用いた。溶接速度、パス回数を変えて溶接入熱を 15 000 Joule/cm より 55 000 Joule/cm まで大幅に変化させた。各試験片のボンド部表面付近および内部の組織の顕微鏡観察を行なったが、いずれにも特別な組織あるいは溶接欠陥は見当たらなかった。

2.1.3 試験片および疲れ試験

試験片は溶接継手部より、母材の圧延方向に、試験片中心が板厚中心と一致するように、Fig. 1 に示す寸法に旋削し、表面粗さが 2 S 程度になるように仕上げた。疲れ試験は 7.5 kgm 回転曲げ疲れ試験機 (Schenck,

"Simplex") を用い、2 900 rpm で試験を行なった。

2.2 試験結果

2.2.1 溶接部の機械的性質および硬さ変化

溶接部の機械的性質を Table 3 に示す。溶接部の 0.2 %耐力、引張強さおよび伸びなどは溶接入熱によつてほとんど変化していない。WT60-1 の溶接部の硬さ測定結果の一部を Fig. 2 および Fig. 3 に示す。WT 60-1 については、板厚中心、中心より上下に 4 mm および 9 mm 離れた箇所のマイクロビッカース硬さを求めた。疲れ試験片の平行部径は 7.52 mm であるから、板厚中心より上下に 4 mm のところの硬さ分布はほぼ疲れ試験片表面の硬さ分布を表わす。WT80-1 では板厚中心より上下に 3 mm のところで測定した。測定結果の一部を Fig. 4 および Fig. 5 に示す。

Table 4 に入熱と軟化部の幅を、Table 5 に最大硬さ最小硬さおよび平均硬さを整理して示す。

2.2.2 疲れ試験結果

Fig. 6 に回転曲げ S/N 線図を、Table 6 にこれらの疲れ限度と疲れ限度比をまとめて示す。これらの母材平滑材の回転曲げ疲れ限度は WT 60-1 では 36 kg/mm²

Table 3. Tensile properties of test specimens taking from welds.

Steel	Mark	Proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
WT60-1	A	58.0	70.0	23.1	66.8
	B	55.5	68.1	20.1	66.8
	C	54.2	67.5	20.7	67.0
	D	53.2	66.8	21.3	67.5
WT60-1	F	75.8	85.1	21.3	59.7
	G	74.5	84.9	20.0	52.2
	H	73.3	84.6	17.7	51.1
	I	73.3	83.4	17.6	59.5

Figures are mean value of three JIS No 4 test pieces.

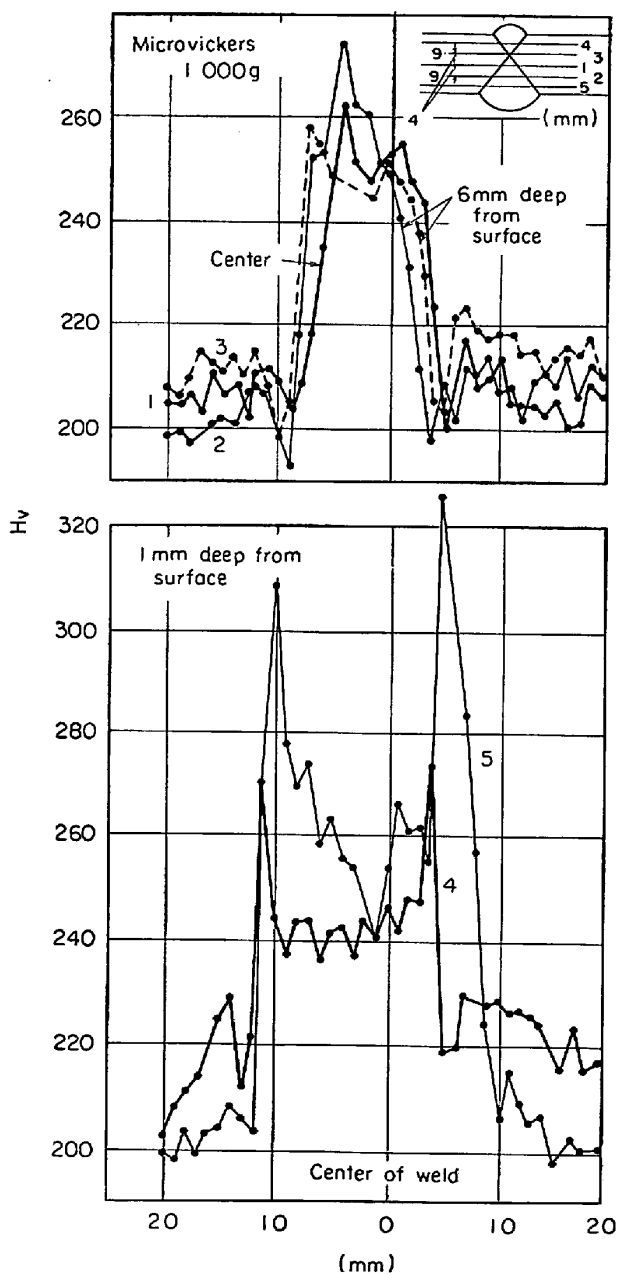


Fig. 2. Hardness distribution in weld zone (WT 60-1, B 17 500 Joule/cm).

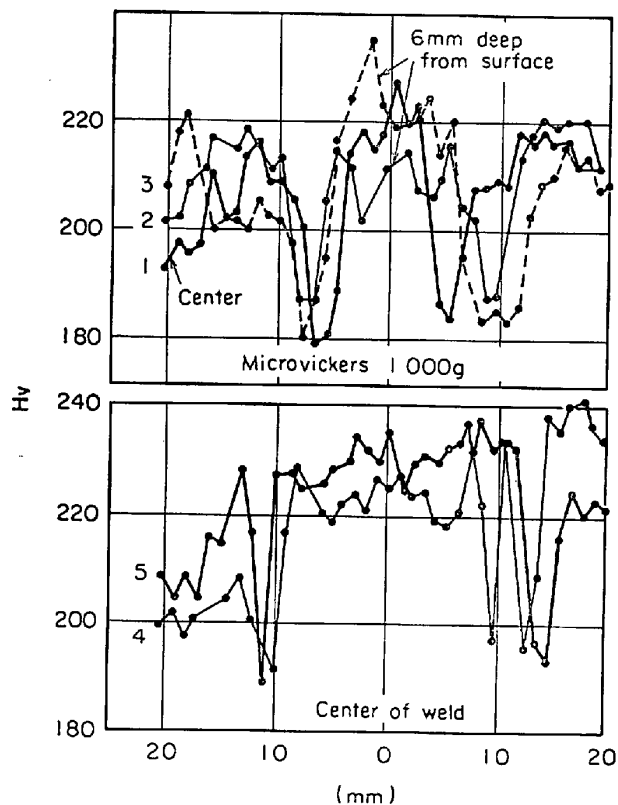


Fig. 3. Hardness distribution in weld zone (WT 60-1, D 55 000 Joule/cm).

近くで、WT80-1では45 kg/mm²近くである¹⁾からWT60-1溶接継手平滑材の疲れ限度は37 300 Joule/cmの入熱まではほとんど低下がなく、55 000 Joule/cmの大入熱で始めて約10%低下する。WT-80-1では37 300 Joule/cmまでの入熱では約10%低く、55 000 Joule/cmの入熱では母材より約20%低い。各試験片の破断位置は両鋼種ともHAZが圧倒的に多く、2~3のものが母材部破断であった。

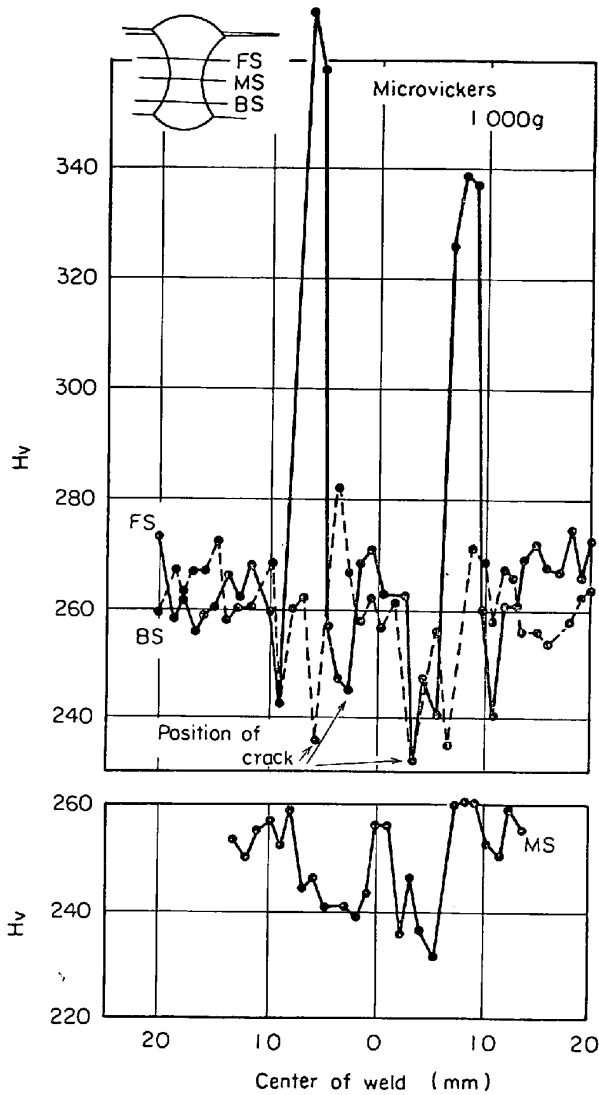


Fig. 4. Hardness distribution in weld zone (WT 80-1, F 15 000 Joule/cm).

3. 高張力鋼溶接継手の疲れ強さに及ぼす硬さ変化の影響⁷⁾

3.1 供試材および試験方法

3.1.1 供試材

供試材は 50 kg/mm² 級, 60 kg/mm² 級および 80 kg/mm² 級溶接性高張力鋼 (WT 50, WT-60-2 および WT 80-2) で厚さ 20 mm 鋼板を用いた. それらの化学成分と機械的性質を Table 1 に示す.

3.1.2 実験方法

まず, 各鋼種について抵抗加熱式溶接熱サイクル再現装置を用い, Fig. 7 に示す形状の第一次試験片に, 同図の A, B および C の熱サイクルを与えた. 熱サイクルの最高温度はいずれも 1 350°C とし, 200°C までの冷却時間を A は約 40 sec, B は約 60 sec, C は約 110 sec とした. つぎにこの第一次試験片より, Fig. 8 に示す疲れ試

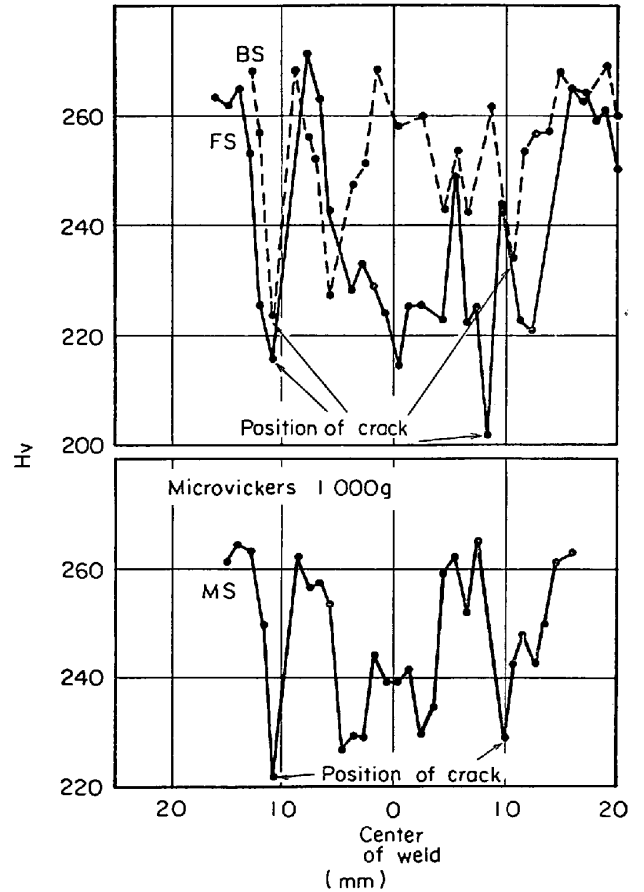


Fig. 5. Hardness distribution in weld zone (WT 80-1, I 55 000 Joule/cm).

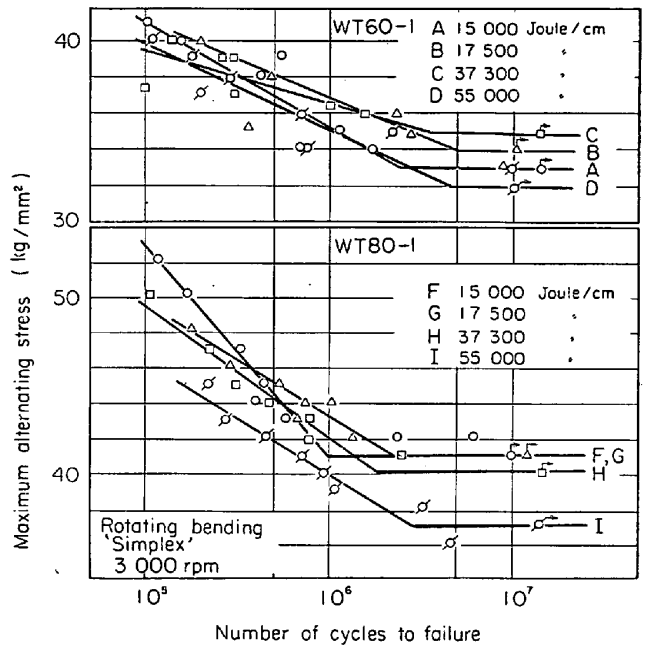


Fig. 6. Effect of welding heat input on fatigue strength of welds in high tensile steels.

験片を製作した. 平行部表面は切削後 #320 のエメリー紙で仕上げ, 10 kgm の Crause 式回転曲げ疲れ試験機

を用い、2900 rpmで疲れ試験を行なった。疲れ限度は、応力振幅を 1 kg/mm² おきに変化させ、1×10⁷ 回以上の繰返しで破断しない最大応力振幅とした。

3.2 試験結果

3.2.1 熱処理試験片の硬さと組織

Fig. 9は、溶接熱サイクルを与えた疲れ試験片の長さ方向の硬さ分布を示す。WT50の場合は、最も急速な冷却処理の熱サイクルAでは最高硬さ Hv_{max} 224 で母材の硬さ Hv 140 より約 Hv 85 高い。WT60-2 では、

Table 4. Welding heat input and width of softened zone.

Steel	Welding heat input (Joule/cm)	Width of softened zone, mm		
		Center of plate	3mm above center line	3mm under center line
WT60-1	15 000	3.5	3.5	4.5
	17 500	4.0	5.5	5.0
	37 300	4.5	6.5	8.0
	55 000	11.0	11.5	10.0
WT80-1	15 000	4.0	4.0	6.0
	17 500	9.5	3.5	6.5
		2.5	5.0	5.0
	37 300	4.5	6.0	6.5
	55 000	4.5	6.5	5.0
7.5		8.0	9.5	
	5.0	12.0	14.5	
	9.0	9.0	9.5	

Upper figures referred to 1st softened zone, lowers to 2nd softened zone

Table 5. Maximum and minimum microhardness (Hv) in welds.

Steel	Measuring position	15 000 J/cm		17 500 J/cm		37 300 J/cm		55 000 J/cm	
		Max	Min	Max	Min	Max	Min	Max	Min
WT60-1	FS	252	190	258	199	250	180	234	179
	ML	251	197	262	197	285	200	227	178
	BS	243	191	273	192	241	177	219	186
WT80-1	FS	371	232	274	229	271	223	273	201
	ML	261	232	288	214	287	214	266	222
	BS	283	234	271	209	270	227	270	223

- 1) Microvickers hardness, 1 000 g weight.
- 2) FS: Front side, BS: Back side, measured along line apart by 3mm from center of plate for WT60-1, 4mm for WT80-1
ML: Middle line (cf Fig. 4)
- 3) Hardness of base metal: Hv=200 for WT60, Hv=255 for WT80.

Table 6. Fatigue limit σ_{wb} under rotating bending.

Welding heat input (Joule/cm)	WT60-1				WT80-1			
	A	B	C	D	F	G	H	I
σ_{wb} (kg/mm ²) (N=10 ⁷)	33	34	35	32	41	41	40	37
Fatigue ratio	0.47	0.50	0.52	0.48	0.48	0.48	0.47	0.45

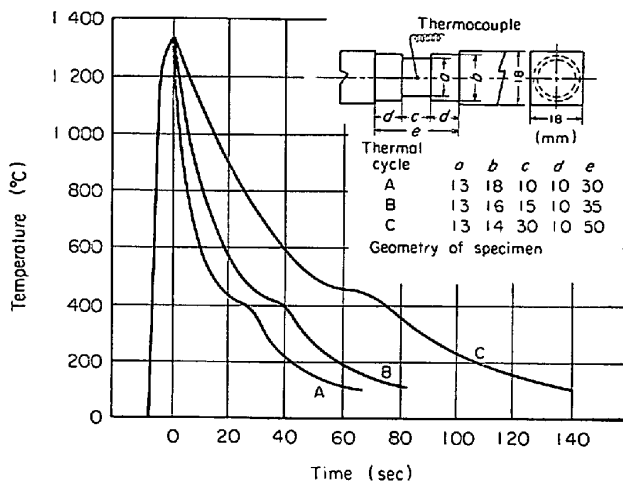


Fig. 7. Thermal cycle applied to specimen by synthetic apparatus for weld thermal cycle.

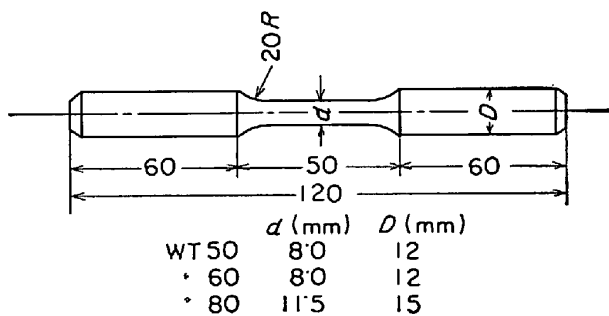


Fig. 8. Shape of fatigue test specimen for Crause type rotating bending machine.

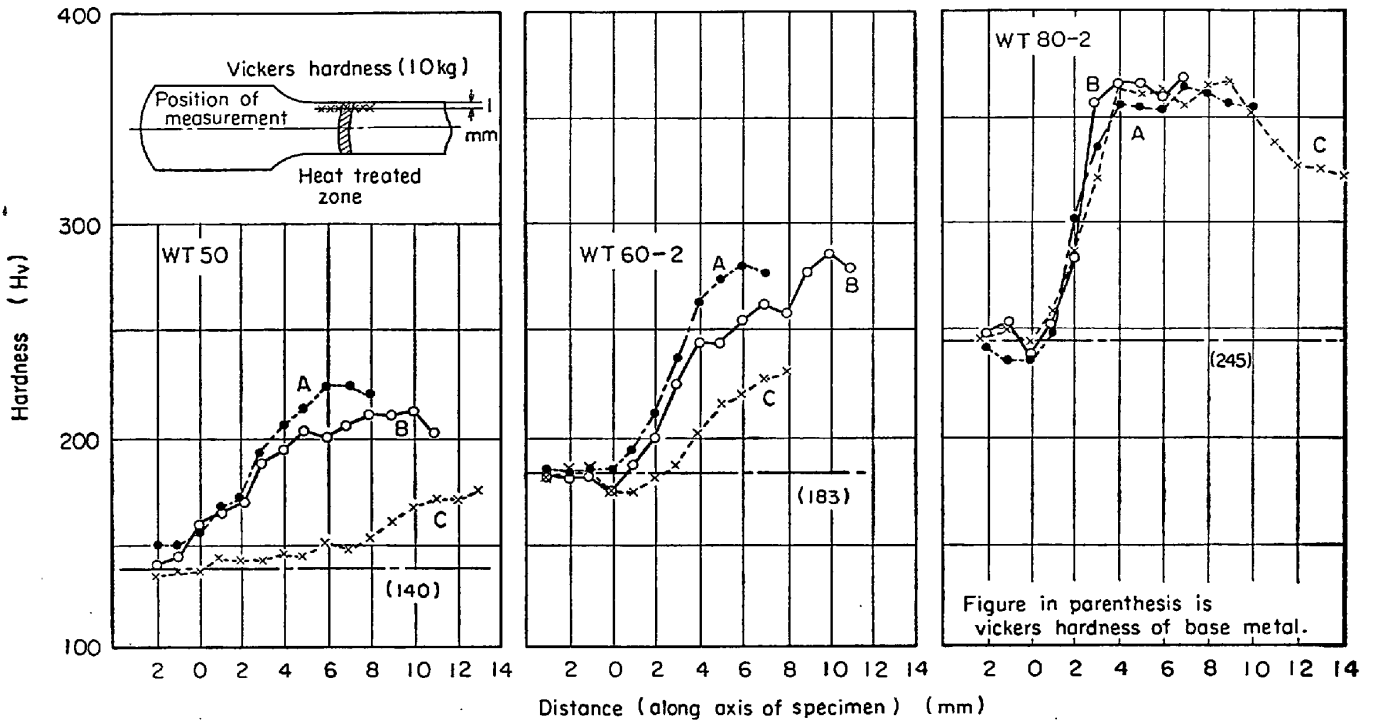


Fig. 9. Hardness distribution on specimen heated by synthetic apparatus for weld thermal cycle.

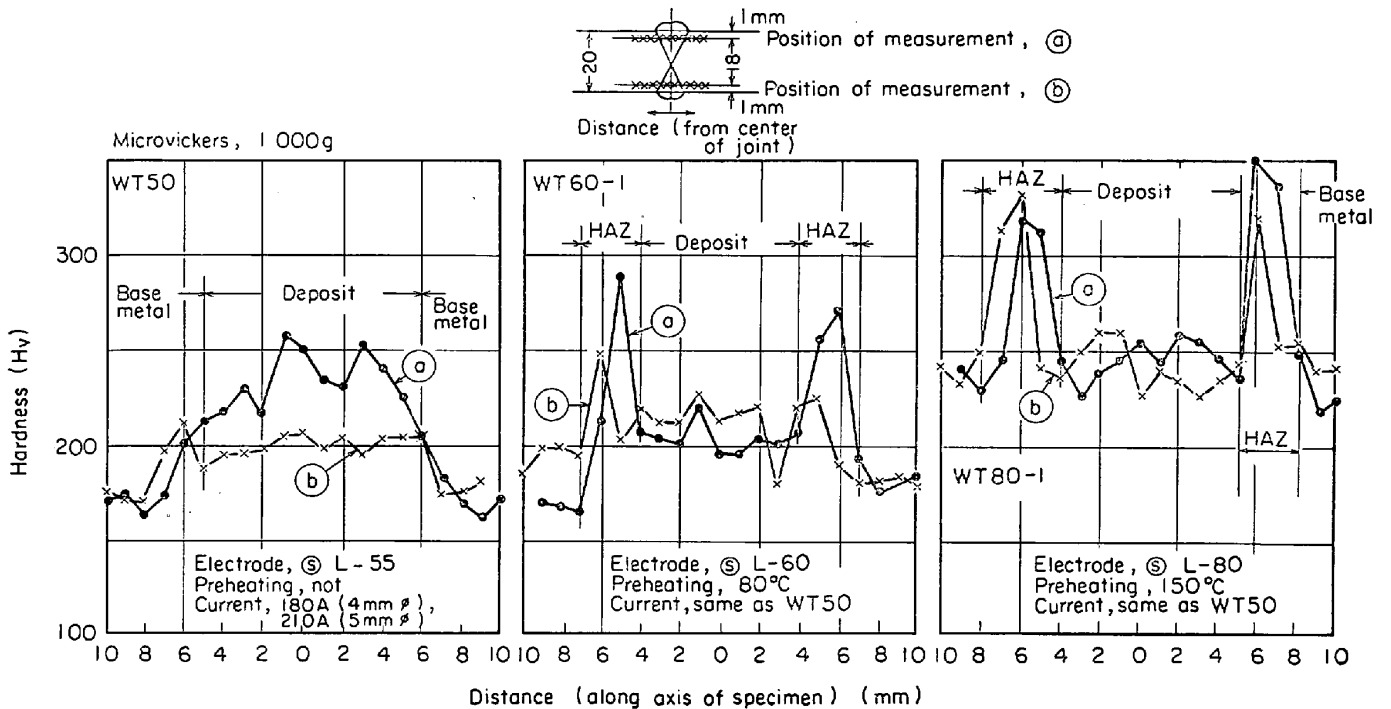


Fig. 10. Hardness distribution on manual arc butt-welded joint.

熱サイクルA, Bともにはほぼ Hv_{max} 280 で母材硬さとの差は約 Hv 100 である。これらの試験片には Hv 10 程度のわずかな軟化部が認められる。WT80-2 の場合は熱サイクルの差による硬さ変化はほとんどなく、 Hv_{max} はいずれも Hv 370 ほどで、母材の硬さ Hv 245 との差はほぼ Hv 125 である。この場合にも A および B

に Hv 10 ほどの軟化が認められる。また WT50-A (熱サイクルA) でボンド部より約 6 mm のところで最高硬さに達し、WT60-2 および WT80-2 では数 mm 前後で最高硬さに達している。これらの硬さ変化の状況は、Fig. 10 に示す実際の手アーク溶接継手のそれとよく似ている。

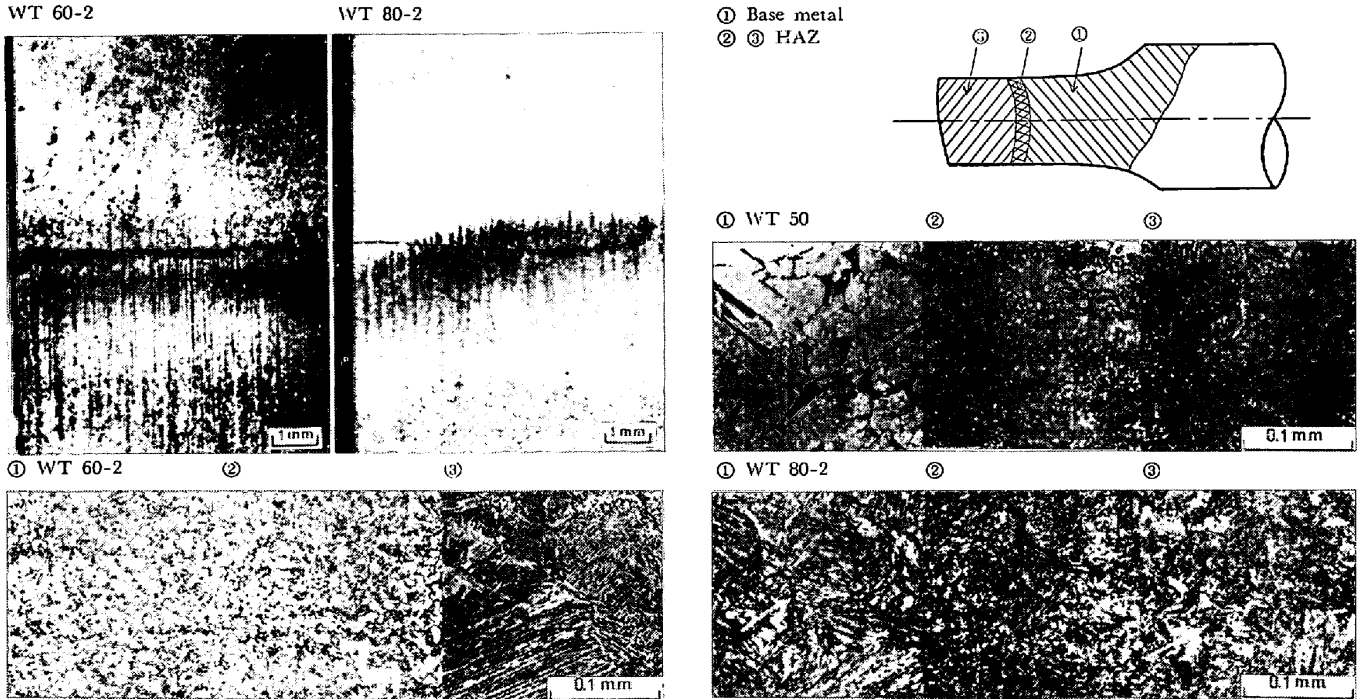


Photo. 1. Microstructures of heat-affected zone of specimen (thermal cycle B).

熱サイクルB各試験片の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。①は熱影響をほとんど受けない部分，②および③は熱影響を受けた部分である。WT 50 ②は熱影響により一部溶け込んだカーバイトが，かなり速く冷却されたので，パーライトが細かく分散している。WT60-2 および WT80-2 の硬化部③ではマルテンサイトが主組織である。組織の点からも，これらシミュレート溶接組織試験片は実際継手と差はない。

3.2.2 疲れ試験結果

熱サイクル試験片および熱サイクルを施さない母材の S/N 線図を Fig. 11 に示す。WT 50 では若干のばらつきはあるが，各熱サイクル試験片の S/N 線図傾斜部の方向係数は母材のそれを含めてほぼ同じである。WT 60-2 では各熱サイクル試験片の S/N 線図の方向係数はほぼ同じで，これらは母材のそれよりやや大きい。WT 80-2 でも同様であるが，母材に比し熱サイクル試験片はかなり大きい方向係数を示している。疲れ限度はいずれの鋼種においても，熱サイクルによつてはほとんど変わらない。WT 50 および WT 60-2 ではそれぞれほぼ 25 kg/mm² および 31 kg/mm² で，これらはまた熱サイクルを施さないそれぞれの母材とほとんど同じである。WT 80-2 では熱サイクル試験片の疲れ限度は 47 kg/mm² ほどで，母材の疲れ限度より 4 kg/mm² ほど高い。

破断位置は WT 50 では母材，WT 60-2 および WT 80-2 では母材または母材と硬化部の境界であつた。な

お WT 60-2 および WT 80-2 の疲れき裂の代表例を Photo. 1 に示す。

3.3 TIG アーク加熱による実験

供試鋼として 20 mm 厚 80 kg/mm² 高張力鋼 (WT 80-2) を用い，その片面を HAZ の幅がだいたい 10 mm

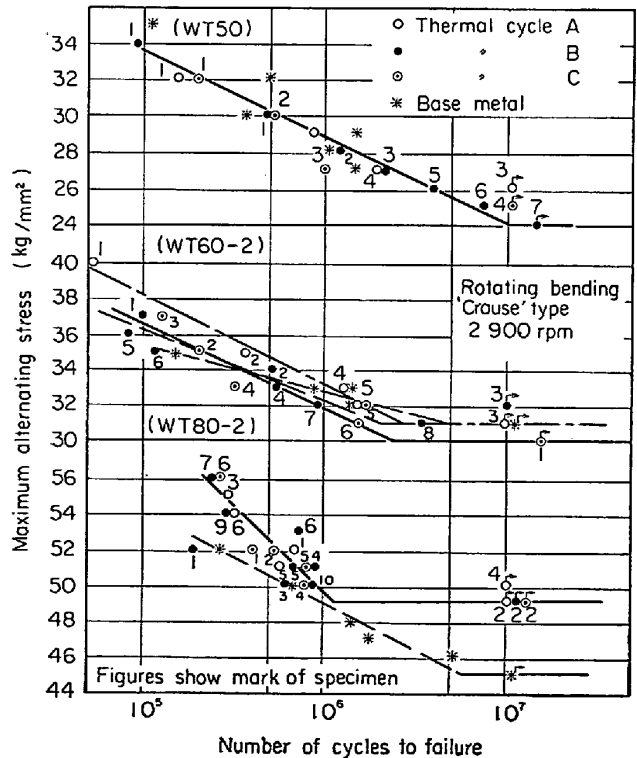
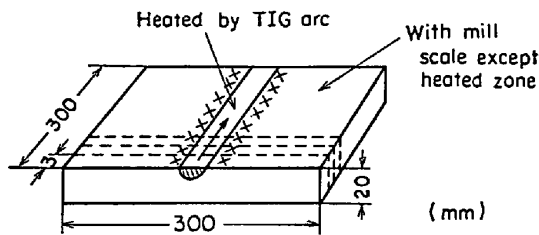


Fig. 11. S/N diagram for specimen thermal cycled by synthetic apparatus.



Condition of TIG process

Current	Voltage	Flow of Ar	Welding speed	Width of HAZ
130 A	18 V	10 l/min	11.5 cm/min	7 mm

Fig. 12. Method and condition of heating by TIG arc.

になるように、TIG 溶接電極で線状に加熱した。TIG アーク条件および加熱要領を Fig. 12 に示す。疲れ試験片は板表面に接して同図のように採取し、“Vibrophore” 試験機を用い、片振り引張疲れ試験を行なった。試験片表面のマイクロビッカース硬さの分布を Fig. 13 に示す。これらを Fig. 10 の実際の手アーク突合せ溶接継手部の硬さ分布と比較すると、硬さの増加の仕方および増加量 (約 Hv=100) の点でほとんど差はない。Photo. 2 に本試験片の HAZ の顕微鏡組織を示す。HAZ の幅は 10 mm 前後で、これらの組織は Photo. 3 と比較してわかるように、実際溶接継手 HAZ 組織とほとんど差はない。

疲れ破断位置の一例を Photo. 2 に示す。これと Fig. 13 と比較検討すると、疲れき裂は粗粒化部と母材の間の軟化部を起点としているように見える。このように疲れき裂は軟化部を起点として起こる場合が多いが、Fig. 14 に示す S/N 線図より明らかなように、黒皮つき母材の片振り引張疲れ限度 47 kg/mm² に比して 2 kg/mm² の差しかなく、この程度の軟化部の存在あるいは急激な硬さ変化によつては疲れ強さはほとんど低下しない。

4. 高張力鋼溶接継手部各組織の切欠き疲れ強さ

4.1 横突合せ溶接継手部各組織の平面曲げ切欠き疲れ強さ

4.1.1 供試材および溶接条件

供試材は 50 kg/mm² 級溶接構造用鋼 (SM50), 60 kg/mm² 級 (WT60-1) および 80 kg/mm² 級 (WT80-2) 溶接性高張力鋼の 3 鋼種で、これらの化学成分および機械的性質を Table 1 に示す。溶接は各母材の板厚そのままの手アーク突合せ溶接で、入熱は本鋼に適正な 17 500 Joule/cm 前後とした。溶接条件の詳細を Table 7 に示す。

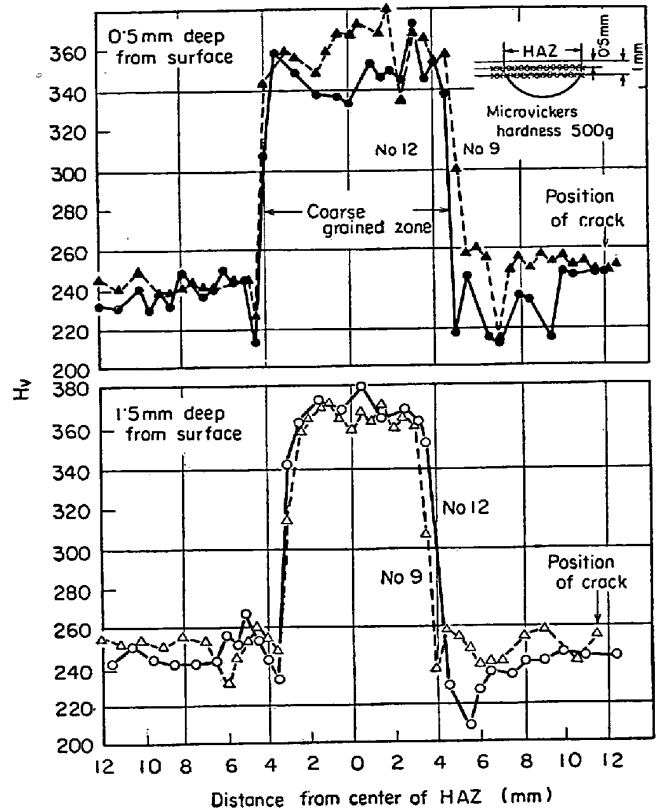


Fig. 13. Hardness distribution on specimen (WT 80-2) heated by TIG arc.

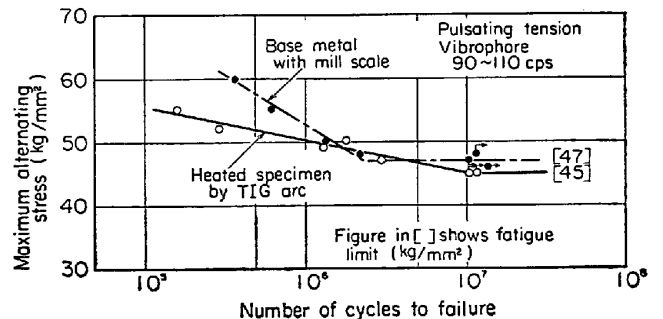


Fig. 14. S/N diagram for specimen heated partially by TIG arc.

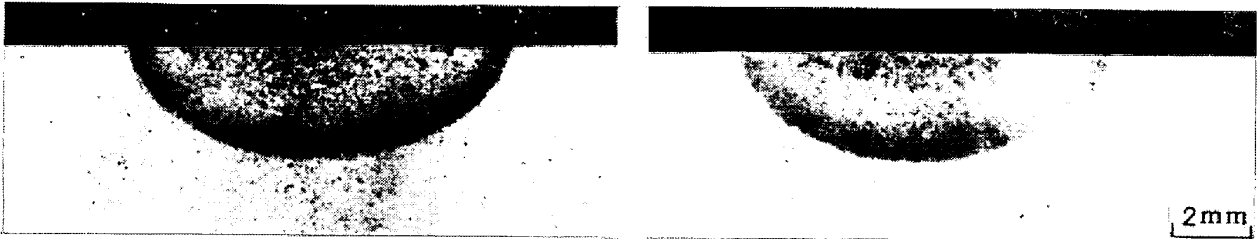
4.1.2 溶接継手部の顕微鏡組織と硬さ変化

各鋼種の溶接継手部の顕微鏡組織は Photo. 3 に示すとおりで、いずれも典型的な周知の組織である。SM50 鋼では母材粗粒化部について多層盛のためノルマライズされた溶着金属の組織が存在している。各試験片について、それぞれの組織のマイクロビッカース硬さを 20 カ所ずつ測定した。測定結果を Fig. 15 示す。

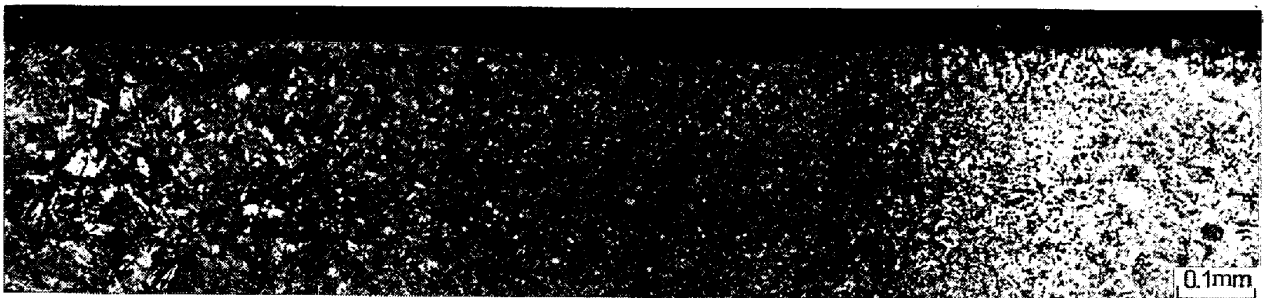
4.1.3 疲れ試験と疲れ試験結果

試験片採取要領および疲れ試験片形状を Fig. 16 に示す。試験片は、まず溶接継手部余盛を平削除去し、母材の黒皮を約 0.5 mm 研磨した面に接して採取し、SM50 および WT60-1 試験片では、Photo. 3 に示した代表的

a. Macrostructures of HAZ



b. Microstructures in HAZ



c. Fatigue crack at base metal

d. Fatigue crack at fine-grained zone

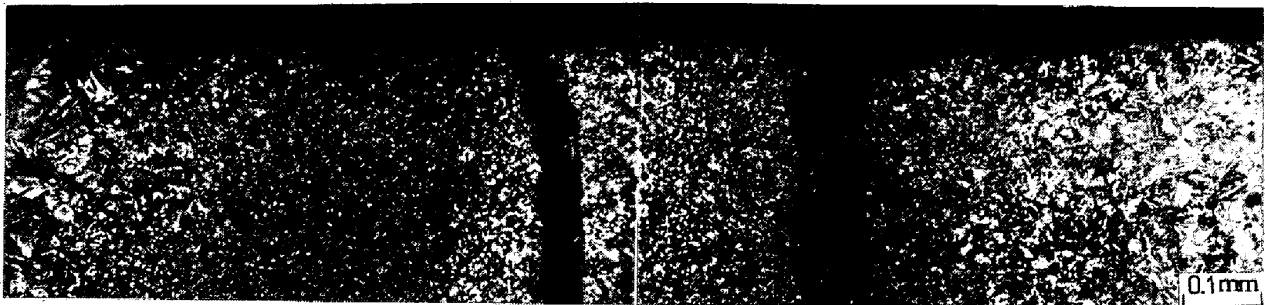


Photo. 2. Microstructures in heat-affected zone heated by TIG arc and position of fatigue crack (80 kg/mm² class weldable high tensile steel, WT 80-2).

Table 7. Welding condition of test specimens.

Steel	SM50	WT60-1	WT80-2
Condition			
Groove	Double V	Double V	Double V
Gap (mm)	1.8	3.0	1.8
Current (Amp)	175	175	175
Voltage (Volt)	24	25	26
Welding speed (cm/min)	15	15	15
Electrode	L-55, 4 mm ϕ	L-60, 4 mm ϕ	L-80, 4 mm ϕ
Preheat. temperature (°C)	75	100	75~100
Interpass temperature (°C)	75~100	100	75~100
Number of layers	7 (F3, B4)	12 (F6, B6)	6 (F3, B3)
Heat input (Joule/cm)	16 800	17 500	18 200

F : Front side, B : Back side.

な zone (組織) に注目し、これらのうち母材、粗粒化部、ボンド部および溶着金属に、WT80-2ではそのほか細粒化部に切欠きを入れた。SM50の場合は上記のノルマライズされた溶着金属に切欠きを入れてボンド部の切欠きとして整理した。WT60 および WT80 の場合は溶着金属と粗粒化部の境界ができる限り切欠き底となるように切欠きを入れ、便宜上これをボンド部として整理し

た。切欠きは応力集中係数 $\alpha = 2.2$ の半円形切欠きで、切欠き寸法は PETERSON の図表によつた。切欠き状況の一部を Photo. 3 に示す。

疲れ試験は容量 40 kgm の SCHENCK 式両振り平面曲げ疲れ試験機を用い、3 000 rpm で疲れ限度を求め、結果を最大公称応力で整理した。

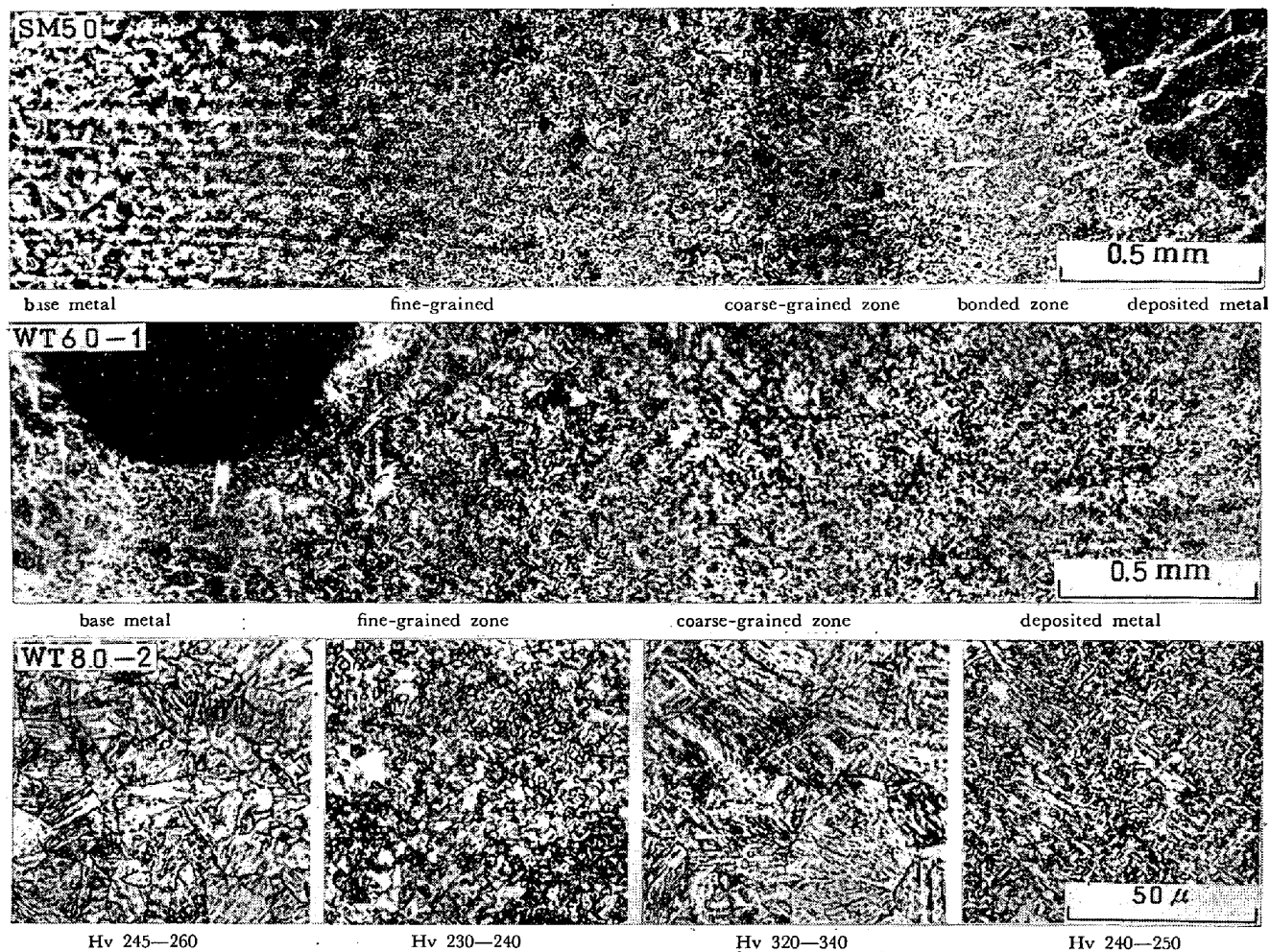


Photo. 3. Microstructures of heat-affected zone of manual arc butt-welded joint in high tensile steels.

4.1.4 試験結果

切欠き位置と組織との関係は、疲れ試験後詳細に観察して、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幅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て再分類した。

各組織について求めた S/N 線図を鋼種別に Fig. 18 に示す。またこれらの切欠き疲れ限度およびそれらの母材 (Bn) の切欠き疲れ限度に対する比を Fig. 19 に示す。

Fig. 18 に見るように、SM50 では溶接継手部ペーナイト組織よりなる粗粒化部 (C) の応力集中係数 $\alpha = 2.2$ の平面曲げ切欠き疲れ限度は 23 kg/mm^2 で、フェライト+パーライトよりなる切欠き母材 (Bn) の 15 kg/mm^2 に比し約 50% も高く、ボンド部 (Bo) およびフェライト+ペーナイトよりなる溶着金属 (D) の $\alpha = 2.2$ の切欠き疲れ限度はそれぞれ 22 kg/mm^2 および 23 kg/mm^2 で、粗粒化部と同様約 50% ほど高い。WT60-1 では、ペーナイト組織よりなる粗粒化部 (C) $\alpha = 2.2$ の切欠き疲れ限度は 24 kg/mm^2 で、焼きもどしペーナイトよりなる切欠き母材 (Bn) の 19 kg/mm^2 に比し 20

%高く、ボンド部 (Bo) に切欠きを入れた試験片もほぼ同様の強さを示す。またフェライト+ペーナイト組織からなる溶着金属 (D) の切欠き疲れ限度は 25 kg/mm^2 で切欠き母材 (Bn) のそれに比し約 40% 高い。WT80-2 では、細粒化した中間段階組織 (F) の切欠き疲れ限度は 21 kg/mm^2 で、焼きもどしマルテンサイトからなる切欠き母材 (Bn) の 19 kg/mm^2 に比し 10% 高く、マルテンサイト+ペーナイト組織を呈する粗粒化部 (C) は 24 kg/mm^2 で、26% 母材より高い。またボンド部に切欠きを入れた試験片 (Bo) およびフェライト+ペーナイトからなる溶着金属 (D) の切欠き疲れ限度はいずれも 18 kg/mm^2 を示し、切欠き母材 (Bn) とほぼ同程度の強さを示している。

4.2 横突合せ溶接継手部各組織の片振り引張切欠き疲れ強さ

4.2.1 供試材と試験方法

供試材は前節の WT80-2 である。板厚 20 mm の素材を圧延方向に手アーク突合せ溶接を行なつた。開先形状および溶接条件は Table 7 と同じとした。疲れ試

験材の採取要領を Fig. 17 に示す. 母材部の両表面を 0.5 mm 平削するまで余盛を平削除去して, 圧延方向に平行に厚さ 5 mm の短冊を切り出し, これを厚さ 3 mm に研磨仕上げした. 切欠きは Photo. 3 に示す母材, 細粒化部, 粗粒化部および溶着金属に入れた. 試験片形状を Fig. 20 に示す. 切欠き寸法は PETERSON の図表によって決めた. 試験は AMSLER “Vibrophore” (容量 10/2 t) を用い, くり返し速度 75~95 cps で, 片振り引張疲れ強さを求めた.

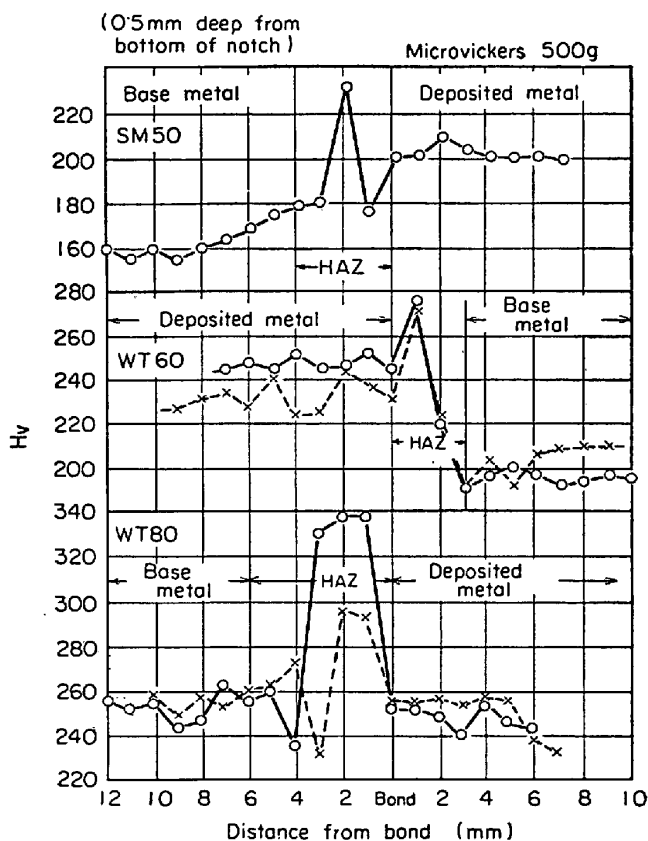


Fig. 15. Hardness distribution of heat-affected zone of welds in high tensile steels.

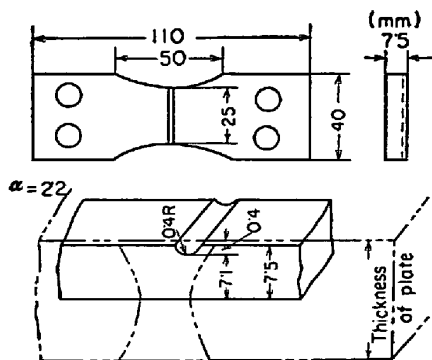


Fig. 16. Shape of plane bending fatigue test specimen and geometry of notch.

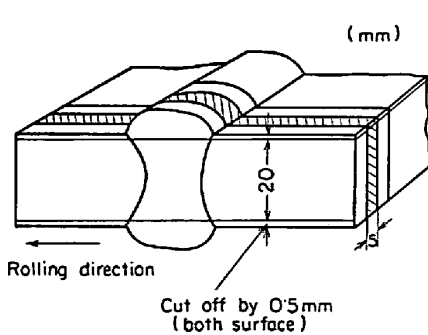


Fig. 17. Preparation of pulsating tension fatigue test specimens.

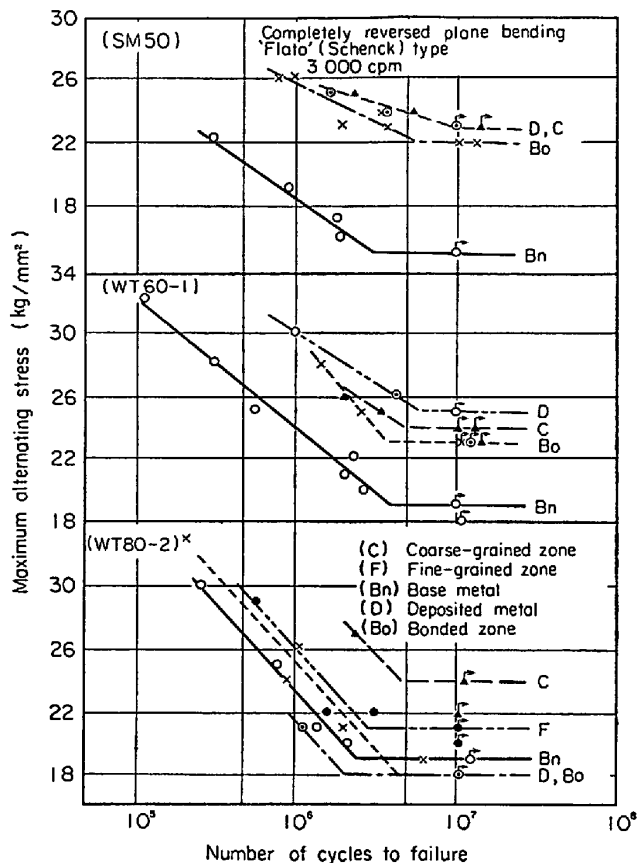


Fig. 18. S/N diagram for notched ($\alpha=2.2$) microstructures in butt-welds of high tensile steels.

4.2.2 試験結果

切欠き状況および疲れき裂発生状況の一例を Photo. 4 に示す. 疲れ試験結果の整理は 4.1 にならつたが, とくに $\alpha=2$ のように切欠き底半径の大きなものには注意し, 疲れき裂発生後検鏡によつてすべてき裂発生位置と組織との関係を確認, 切欠き位置のずれていたものは再分類した. その結果, 組織によつては S/N 線図を精密に描くには不十分のものも生じたが, ほぼ切欠き疲れ

限度を決めることができた. これらの S/N 線図の一部を Fig. 21 に示す.

$\alpha=2$ では, 母材 (Bn) の切欠き疲れ限度 41 kg/mm^2 に対し, 細粒化部 (F) は 37 kg/mm^2 , 粗粒化部 (C) および溶着金属 (D) は 39 kg/mm^2 で, HAZ 各組織の切欠き疲れ限度は母材より 3 kg/mm^2 前後高い. $\alpha=3, \alpha=4$ の場合も, これらはむしろ母材より $1\sim4 \text{ kg/mm}^2$ 高い. 最も鋭い切欠きである $\alpha=5$ の場合は, 母材 (Bn) の切欠き疲れ限度 16 kg/mm^2 に対し,

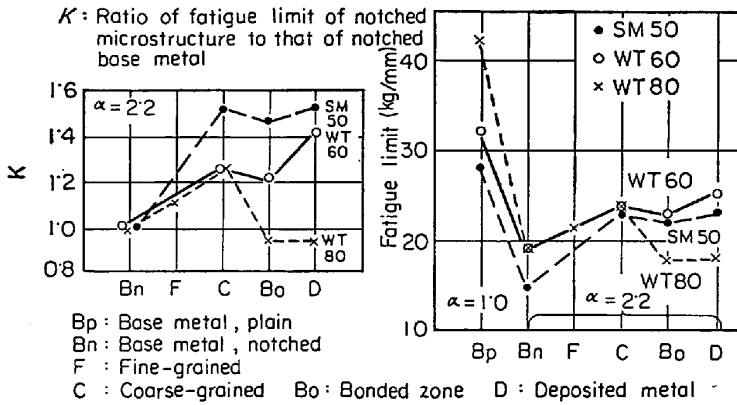


Fig. 19. Fatigue limit of notched microstructure in welds under completely reversed plane bending of high tensile steel.

粗粒化部(C)のそれは 26 kg/mm^2 , 細粒化部(F)のそれは 22 kg/mm^2 で, 母材に比しかなり高い疲れ限度を示している。

Fig. 22 は応力集中係数 α と継手部各組織の切欠き疲れ限度の関係を示したものである。溶着金属を含めて継手部の各組織の切欠き疲れ限度は, 応力集中係数の広い範囲にわたって母材のそれと差がない。切欠き疲れ限度は $\alpha = 3$ 程度までは α の増大につれ比較的急激に低下し, $\alpha = 4$ 以上になるともはやほとんど低下を示さな

い。

5. 考 察

5.1 溶接継手部の組織変化に伴う硬さ変化の影響

5.1.1 溶接入熱が疲れに及ぼす影響

溶接継手部より採取した試験片の引張強さはかなり大幅に溶接入熱を変えても Table. 3 に見るように, WT-60-1 では $67 \sim 70 \text{ kg/mm}^2$, WT80-1 では 83 kg/mm^2 でほとんど変わっていない。

溶接部における軟化部は Fig. 4 の F15000 Joule/cm, Fig. 5 の I55000 Joule/cm のように母材硬化部の両側にそれぞれ2カ所計4カ

所存在しているものが多い。Table 5の FS および BS の硬さは, それぞれの疲れ試験片の軸方向表面上の硬さの最高値および最低値に相当する。したがってこれらの測定値に注目すると, WT60-1 の場合は, 入熱が15000 Joule/cm では Hv 10 ほどの軟化が, 適正入熱 17500 Joule/cm ではほとんど軟化がなく, 37300 Joule/cm および 55000 Joule/cm では, Hv 20 程度の軟化が試験片表面に存在している。WT80-1 の場合は, 15000 Joule/cm で約 Hv 30, 17500 Joule/cm で Hv 26~

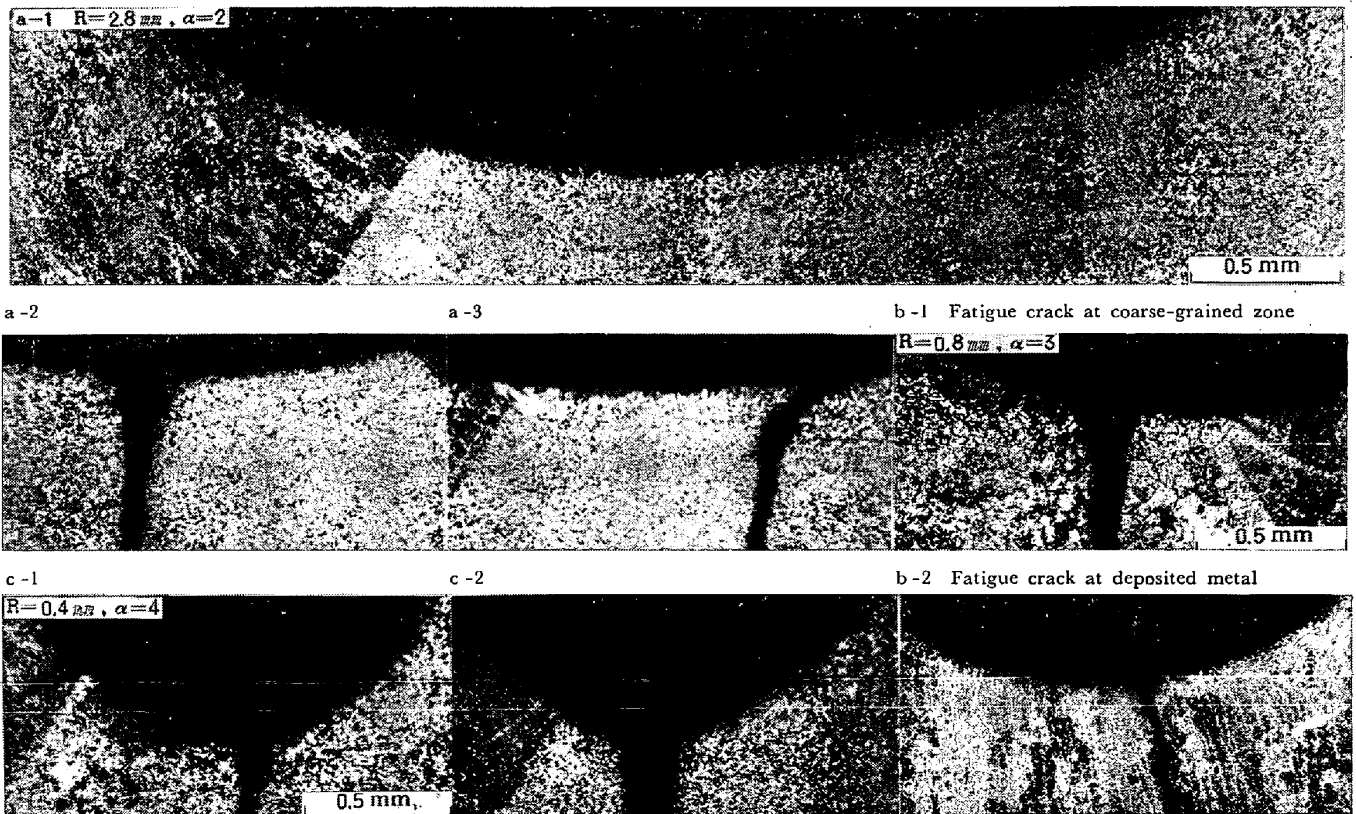


Photo. 4. Shape of notch (V type with small radius at bottom) and position of fatigue crack.

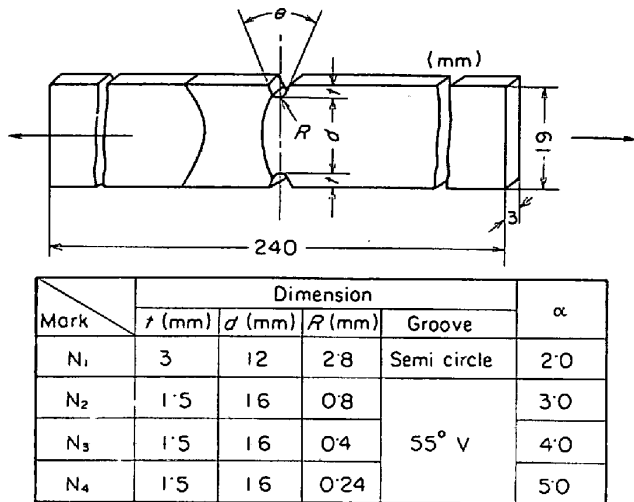


Fig. 20. Geometry of specimen and dimension of notch.

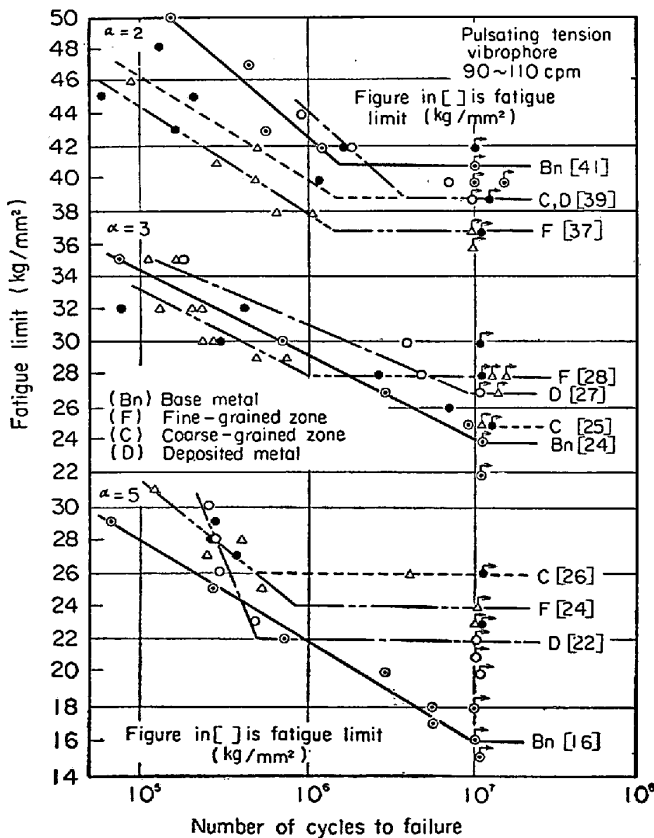


Fig. 21. S/N diagram for notched microstructures in butt-welds (wt 80-2).

46, 37 300 Joule/cm で約 Hv 30, 55 000 Joule/cm では Hv 32~54 の軟化が認められる。軟化部の幅は、Table 4 に見るように、WT60-1 ではいずれも 2 mm 程度以上であるが、WT80-1 では数 mm に達している。

これらの軟化部と疲れ破断位置とはほぼ一致しているものが多い (Fig. 3, Fig. 5)。しかしながらこれら試験片の回転曲げ疲れ限度 (Table 6) は、だいたい軟化の

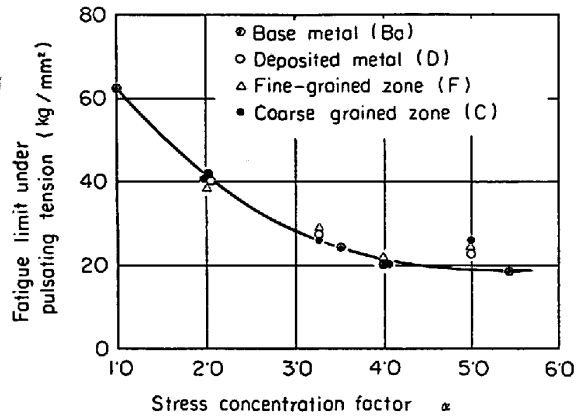


Fig. 22. Relation between stress concentration factor and fatigue limit of notched microstructure.

程度と対応しているが、必ずしも十分な対応を示していない。WT60-1 では、10% 程度の軟化部のある 37 300 Joule/cm 試験片は最高の 35 kg/mm² の疲れ限度を示し、一方同じ程度の軟化部のある 55 000 Joule/cm 試験片は 32 kg/mm² を示している。WT80-1 では、37 300 Joule/cm までの入熱ではほとんど疲れ限度に差はなく母材に比し 20% 近くの軟化部をもつ 55 000 Joule/cm 試験片でも約 4 kg/mm² 低下しているのみである。

引張強さが 100 kg/mm² 程度以下の各種の鋼の疲れ強さはそれらの引張強さあるいは硬さとのよい直線関係にあり²⁰⁾、硬い鋼ほど疲れ強さは高い。したがって溶接継手の軟化部も例外でなく、疲れに対して不利はまぬかれぬい。本実験において、疲れ破断の起点は圧倒的に軟化部であることから、軟化部が溶接継手の疲れ強さ低下の一因子であることは否定できない。しかしながら、10% の軟化があつても疲れ限度は同じであつたり、20% の軟化に対して疲れ限度の低下は 10% 以下であつた。また厚さ 16 mm の鋼板の手アーク突合せ溶接継手の余盛を鋼板表面下 1 mm 平削した試験片では、軟化部が存在するにかかわらず、その疲れ強さは母材研摩材とほぼ等しかった²⁰⁾。したがって、HAZ の軟化をただちに疲れ強さと結びつけて考え、冶金的切欠きを形成するともいわれている²¹⁾が、実際溶接継手の疲れに対しては必ずしも軟化部の存在を継手疲れ強さの低下とただちに結びつけることはできない。実際溶接継手においては、主応力方向の断面についてみると、軟化層はつねに主応力方向に直角に位置せず、また HAZ の硬さ分布を詳細に調べた研究¹¹⁾によると、軟化部がバンド状に存在することはなく、むしろ点状あるいは島状になつている。このために厚手溶接継手で開先が X 形の場合などは、その疲れ強さに対して軟化部はとくに實際上ほとんど影響を及ぼさな

い場合が多い。

5.1.2 溶接部の硬さ変化の影響

溶接熱サイクル再現装置によつて得た試験片の顕微鏡組織は実際溶接継手の組織と差がない。

溶接継手の疲れ強さが低下する原因は、溶接継手の組織不均一による冶金的切欠きによるもので、硬さ変化をもつて冶金的切欠きを代表させ、硬さ分布から溶接継手の疲れ強さが推定できるとの考えがある³⁾。

しかしながら、平滑高張力鋼溶接継手試験片は、母材平滑試験片とほとんど同じ疲れ限度を示し⁸⁾⁹⁾、また大幅に溶接入熱を変え軟化部を助長させた平滑高張力鋼溶接継手においても、母材とほぼ等しい疲れ限度を示した。

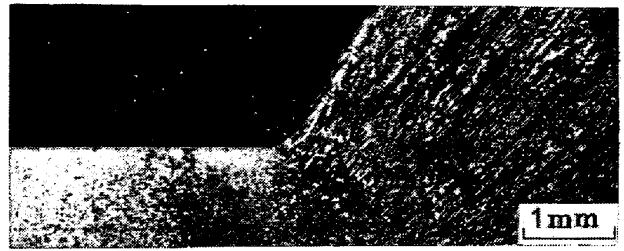
また 3. で試験したように溶接熱サイクル再現装置により種々な硬さ変化を与えた試験片の疲れ限度は、WT60ではその最高硬さは母材の硬さより Hv 100 ほど高く、WT80では Hv 130 ほど高かったが、これらはすべて硬さ変化のない平滑母材の疲れ限度より低くはなかつた。

したがつて、溶接継手の疲れ強さをその硬さ変化から推定することはできない。実際溶接継手の場合、前項で述べた溶接部軟化部の様相を考慮すると、簡単に組織変化に伴う硬さ変化を一種の冶金的切欠きと考え定量化すること、さらにこれから溶接継手の疲れ強さを説明することははなはだ困難と考えられる。

5.2 溶接継手部HAZ各組織の切欠き疲れ感受性

溶接継手部 HAZ 組織の切欠き感受性は、母材のそれに比し高いのではないかとわれている。Photo. 5 に溶接性高張力鋼突合せ溶接継手の余盛止端部形状の数列を示す。同写真 a は低倍率で見た止端部形状の一例で、止端がなめらかな例であるが、止端部には余盛およびこれ

a. 50 kg/mm² class steel submerged arc joint



b. 80 kg/mm² class steel, manual arc joint

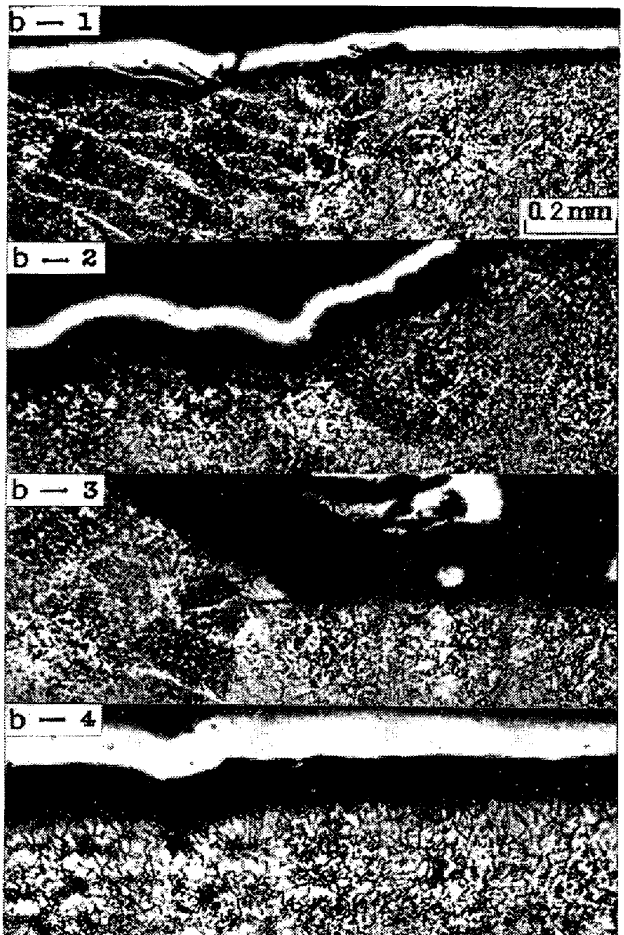


Photo. 5. Notch at toe of reinforcement of welded joint.

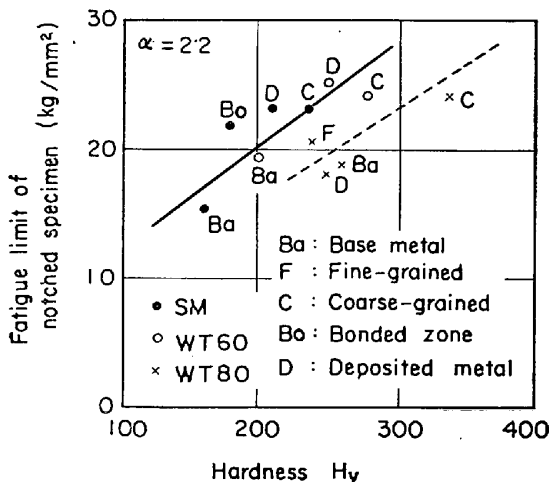


Fig. 23. Fatigue limit of notched microstructures under completely reversed plane bending vs. their microvickers hardness.

らの形状によつて決まる応力集中がある。止端部形状を肉眼的に観察できるのはせいぜいこの程度であるが、さらに拡大して見ると、同写真 b に示すような小さなくぼみが見られる。b-1では溶着金属に小さなくぼみがあり、b-2ではちょうどフェュージョンラインに、またb-3およびb-4では粗粒化部に切欠きをつくっている。したがつてもこれらのいずれかの組織が疲れに対して切欠き感受性が高ければ、継手の疲れ強さを低下さすであろう。

5.2.1 平面曲げ切欠き疲れ強さ

Fig. 23 は 4. で求めた切欠き疲れ限度をその組織の硬さに注目して整理したもので、これからわかるように

硬さの高い溶接部組織ほど切欠き疲れ限度は高い。岡田ら⁴⁾は SM 50 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られなかった。これは HAZ を全体として取扱い、個々の組織に注目しなかつたためと考えられる。なお SM50 と WT 80 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わされる。WT80 のそれはその下側にプロットされたが、これは WT80 の各組織は他の 2 鋼種のそれより切欠き感受性が高いためである。

5.2.2 片振り引張切欠き疲れ強さ

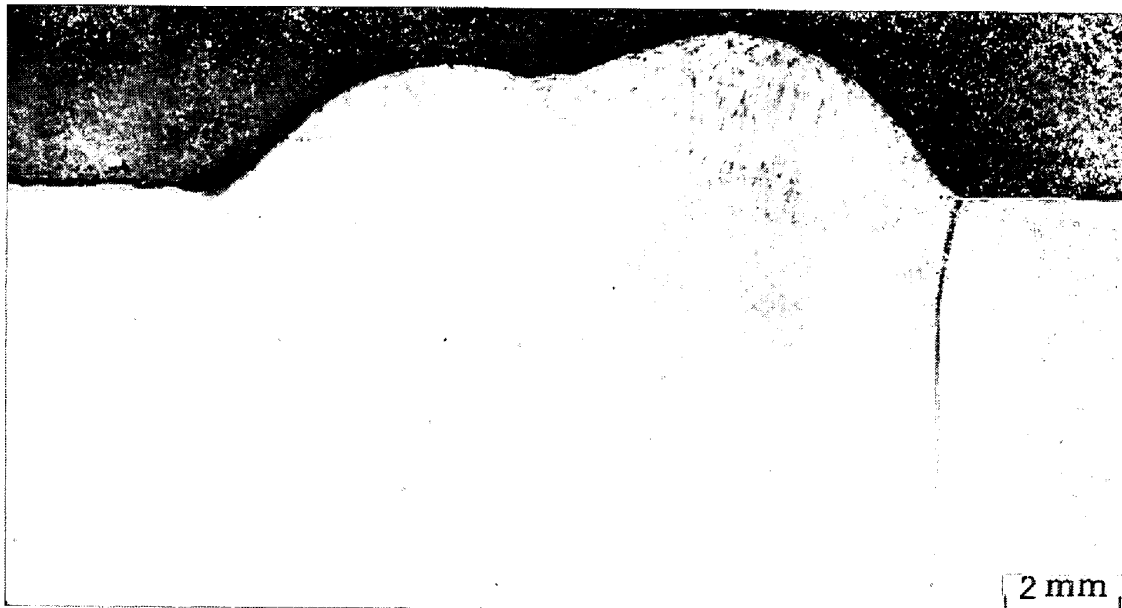
溶着金属を含めて継手部各組織の片振り引張切欠き疲れ限度は、Fig. 22 に示したように、これら各組織の切欠き疲れ限度は、応力集中係数の広い範囲にわたり、母材のそれと同じで差は認められない。これらの切欠き疲れ限度は $\alpha = 3$ 程度までは α の増大につれて比較的急激に低下し、 $\alpha = 4$ 以上でもはやほとんど低下しない。なお岡田ら⁴⁾の SM50 についての回転曲げ実験結果では HAZ の切欠き疲れ強さは α が約 1.5 ないし 2 までは切欠き係数 β は急激に増加し、それ以上 $\alpha = 5$ に至るまで

はほぼ 23 kg/mm^2 前後で変わらず β は一定であるが、母材および溶着金属では β は α とともに増加した。本試験結果と異なるのは、応力形式および供試鋼種などによるものと考えられる。

なお、本実験においては、開先形状が X 形の関係もあり疲れき裂の伝播経路は必ずしも同一組織中のみではない。したがって、これらの実験結果は疲れき裂伝播特性を含めて、十分な疲れ特性を示すものではない。使用した“Vibrophore”試験機の場合、疲れき裂は試験片幅の 30~40% 程度を伝播させて自動停止させ、これを破断とした。この場合読み取りのくり返し数 N_f の大部分は疲れき裂発生 (N_c) に費やされていた。本研究では溶接継手試験片がなぜ低い疲れ限度を呈するか、その場合冶金的原因がいかなる役目をもっているかを問題にしているので、き裂伝播特性を一応問題外においた。

以上より、溶接継手における「特殊な冶金的原因」といわれている理由中、主なるものと考えられていた継手部の組織の切欠き感受性も、疲れの面からはとくに問題とはならないことがわかる。

a. Manual arc butt-welded joint (60 kg/mm² class steel)



b. Bead on plate by manual arc welding (80 kg/mm² class steel)



Photo. 6. Position of fatigue crack initiation in manual arc butt-welded joint of high tensile steels.

5.3 溶接継手部におけるフュージョンライン、ボンドについて

溶接継手部のボンド部は、とくに脆性の面からその弱さが注目されている。4.においてボンド部に切欠きを入れて疲れ試験を行なったが、WT60のボンド部の切欠き疲れ限度は粗粒化部のそれとほぼ等しく、またWT80のボンド部の切欠き疲れ限度は溶着金属のそれと等しく、溶着金属と粗粒化部のうち、その切欠き疲れ強さはそれぞれ弱い組織と同じ値を示している。すなわち前者では粗粒化部の切欠き疲れ強さを、後者では溶着金属のそれを示していると見てさしつかえなからう。

Photo. 6 に曲型的な疲れき裂伝播経路を示す。これらはいずれもき裂の発生は余盛止端であり、伝播はフュージョンラインに沿っていない。これは Photo. 7 においても同様である。Photo. 7 a は疲れき裂がちようどボンドから発生しているが、d および c ではボンドからでなく、b では溶着金属から、c では母材部から発生している。このほかに軟鋼 SA45 および 50 kg/mm² 級鋼溶接継手の疲れき裂発生点について、多くの観察を行なったが余盛止端部の組織いかに問わず、またボンドの位置と無関係に、疲れき裂はつねに止端部近傍において幾何学的形状が急激に変化している箇所から発生していた。したがって往々にしてボンド部が弱く、あたかもボンドが疲れ強さの主低下原因であるかのようにいわれるが、疲れに対しては従来の溶接部の脆性に対する考えをただちに適用することはできない。もしボンドが弱いな

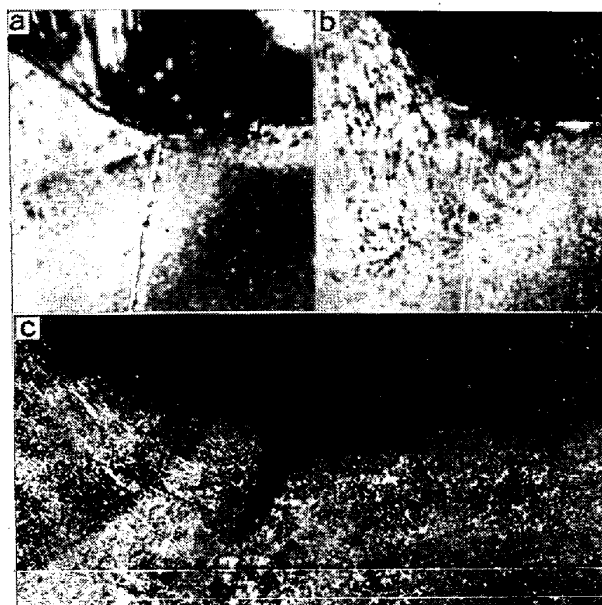


Photo. 7. Fatigue crack initiated near toe of reinforcement of butt-welded joint in 80 kg/mm² class high tensile steel (WT 80).

らば、平滑溶接継手の疲れ破断位置はボンドでなければならない。実際は、2. その他で実験したように、疲れき裂発生点がフュージョンラインと試験片表面の交点であることはなく、軟化部に圧倒的に多く、しかもそれらの疲れ強さが母材とほとんど変わらない事実は、フュージョンラインあるいはボンドが疲れに対して弱くないことを意味している。

5.4 余盛止端部表面層の酸化、脱炭の影響

溶接時に、止端部は熔融状態にある溶着金属と固相である母材と、さらに空気または CO₂ などのような気相が共存するので、特殊な組織が形成され、これが疲れ強さの低下の原因となるのではないかとの考えもある。このために、注意して余盛止端部の組織の観察を行なったがなんらの痕跡も認められなかつた。

一般に表面層の酸化、脱炭は疲れ強さを低下させるので、溶接継手余盛止端部に若干でも酸化、脱炭層があれば、継手の疲れ強さを低下させる一因となるだろう。80 kg/mm² 級 (WT 80) を用いて、この点につき実験を行なった。その結果によると、Photo. 8 a に示すように、大気中 900°C、150 min の加熱により、かなり激しい強制酸化脱炭を起こさせた試験片の回転曲げ疲れ限度は 28 kg/mm² で、表面層を 1 mm 研磨除去したものの疲れ限度 45 kg/mm² に比し約 40% の低下を、表面層を約 100 μ 研磨し表面の凹凸および酸化層を除去したものは 36 kg/mm² の疲れ限度で、母材に比し約 80% の強さを示した。溶着金属止端部の組織には、Photo. 5 その他に見るように、ほとんど脱炭は認められなく、粒界

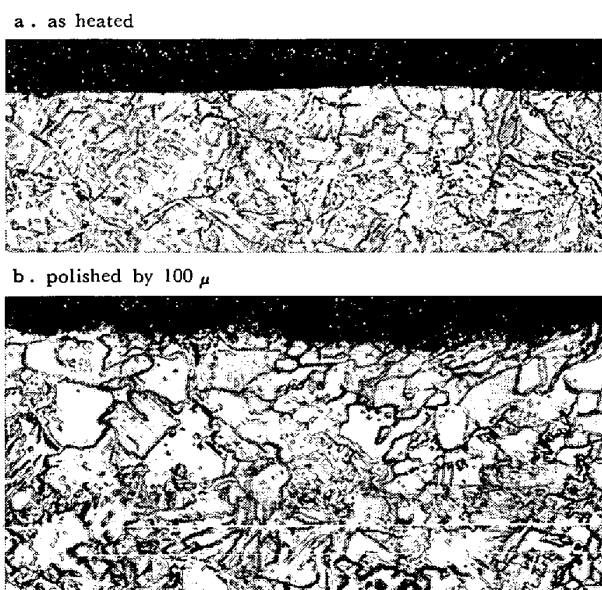


Photo. 8. Decarburized surface layer of 80 kg/mm² high tensile steel (WT 80) heated in air (900°C, 150 min).

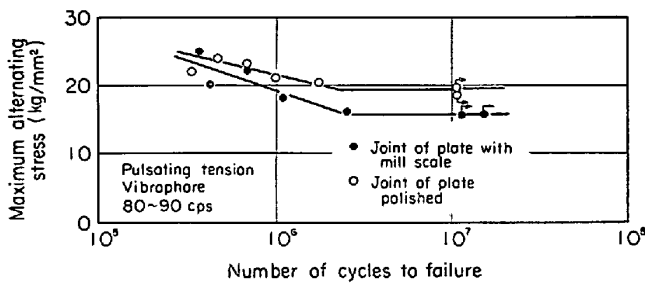


Fig. 24. S/N diagram for butt-welded joint of plate polished and with mill scale.

酸化も認められなかった。これらの実験から、80 kg/mm² 級溶接性高張力鋼の場合、酸化によって鋼板表面は粗くなるが、これに起因する疲れ強さの低下は、はなはだしい場合でも約 20% ほどであることがわかる。これは黒皮つき母材の研磨母材に対する疲れ強さの低下率⁸⁾⁹⁾にほぼ等しい。

なお、これらと関連して、本研究が表面研磨材を基準としているが実際溶接継手では通常黒皮のままに溶接されるのでこれらの差を検討してみた。供試材は WT80 で溶接条件は Table 7 と同様とした。結果を Fig. 24 に示す。これによると、素材表面を研磨後溶接した横突合せ溶接継手では 19 kg/mm²、黒皮つき材の継手では 15 kg/mm² の片振り疲れ限度を示している。この差は 4 kg/mm² 程度で小さい。したがって実際溶接継手の場合、黒皮が本質的な疲れ強さの低下原因となることはなく、母材平滑材の疲れ強さに比して 70% に及ぶ低下はこれらからは到底説明できない。

5.5 余盛止端部における非金属介在物、成分の影響

E. G. SIGNES¹³⁾は余盛止端部近傍に存在する 0.0001 in 以下の非金属介在物による機械的切欠きが、余盛による応力集中下で、疲れき裂発生の原因になっていると主張している。余盛による応力集中下でこれが疲れき裂の発生点になる場合はあろうが、このような微小な切欠きが単独で疲れ強さを大幅に低下させるとは考えられない。また D. E. BAXTER¹⁴⁾は継手部における硫黄の含有量を 0.049% から 0.005% に変化させ疲れ強さを検討したが、この影響は認められなかった。なお J. D. HARRISON¹⁵⁾はスラグ介在物が多量の水素と関連をもち、解離水素も分子状の水素もともに疲れ強さ低下の原因をなしていると報じている。しかしながら、たとえばアーク溶接溶着金属からの水素放出についての実験結果¹⁶⁾によると、最初 15cc/100g の水素が含有されていても、大気圧中で 650°C あるいは 400°C、約 60 min の加熱で水素はほとんど放出されてしまう。したがって、継手部の含有水素がつねに疲れ強さに大きな悪影響があるとすれば、残留応

力除去焼鈍を行なった場合同時に水素が放出されて、継手の疲れ強さは相当な上昇を示さなければならない。次項で述べるように、残留応力の除去効果と合わせても、焼鈍による疲れ強さの上昇はわずかであることが知られているので、このような局部的な含有水素が疲れ強さの基礎的な主低下原因になるとは到底考えられない。また、R. E. KEITH¹²⁾は溶接継手部 HAZ のマルテンサイトやベーナイトが疲れに対して有害であるか否かを、転位論的に考察した結果、これらが転位の障壁となることから起こる有害な効果は考えられなく、また非金属介在物やボンドとは同じように振舞わないで内部切欠きを形成しないと述べている。

以上考察したように、溶接継手部の組織変化に起因する硬さ変化、軟化部、熱影響部各組織の切欠き感受性、フュージョンラインあるいはボンド、余盛止端部表面層の酸化脱炭などの冶金的要素は、いずれも溶接継手の疲れ強さを本質的に低下させる因子ではない。

5.6 溶接継手部における残留応力について

溶接継手部に 20 kg/mm² 前後の引張残留応力が溶接線の方向に生ずることは一般に知られている。溶接構造物において、拘束の大きな場合は大きな残留応力が継手部に発生する。これが溶接構造物の疲れ強さを低下させている。問題は、溶接継手部より採取した小試験片において、残留応力がその疲れ強さ低下の基本的原因となり低下原因のかなりの部分を占めるか否かである。

500 mm × 300 mm 程度の溶接継手板から平行部幅 50 mm に切出した横突合せ溶接継手試験片および溶接線長 3 mm の非常に厚さの薄い横突合せ溶接継手試験片の片振り引張疲れ限度はいずれも 15 kg/mm² 前後である。これらは小試験片に切出される過程で、残留応力はほとんど開放されていると見てよい。N. KENYON⁶⁾によると応力除去焼鈍の効果は軟鋼では認められなく、低合金鋼ではたかだか 2 kg/mm² であつた。したがって溶接継手部の残留応力は、継手の疲れ強さ低下に対して基本的

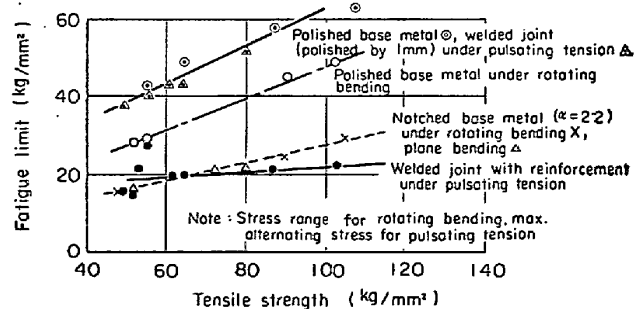


Fig. 25. Relation between fatigue limit and tensile strength.

原因となっていないことは明らかである。

5.7 溶接継手余盛止端部の応力集中

Fig. 25 は 50~100 kg/mm² 級高張力鋼母材の回転曲げ切欠き ($\alpha=2.2$) 疲れ限度 (×印) と引張強さとの関係²⁰⁾を示すが、これに 4.1 で求めた平面曲げ切欠き ($\alpha=2.2$) 疲れ限度 (△印) をプロットしたものである。

●印は余盛つきの溶接継手の片振り引張疲れ限度を示す。これらは応力形式が異なるので直ちには比較できないが、耐久線図上で比較してみると、実際溶接継手の両振り疲れ限度はこれよりさらに 2~3 kg/mm² 低い。

4.1 および 4.2 で検討した結果、溶接継手部各組織の切欠き感受性は母材に比して高くない。また前諸項で考察したように、健全な溶接継手の疲れ強さを低下させる決定的な冶金的要因はない。したがって溶接継手の低い疲れ強さは継手部における形状欠陥によつて生ずる応力集中によるものと考えられる。疲れき裂はつねに余盛止端部近傍で幾何学的形状が急激に変化している箇所から発生するので、Fig. 25 から余盛止端部には $\alpha=2.2$ 以上の応力集中があると推定され、また Fig. 22 からわかるように高張力鋼手アーク突合せ溶接継手部各組織は $\alpha=4$ の切欠きに対し、20 kg/mm² 程度の片振り切欠き疲れ限度を示すことから、手アーク突合せ溶接継手余盛止端部は、 $\alpha=4$ 程度の応力集中を受けていると考えられる。これによつて高張力鋼溶接継手の低い疲れ強さを説明することができよう。

6. 結 論

1. 溶接継手の疲れ強さに及ぼす溶接入熱の影響

60 kg/mm² 級および 80 kg/mm² 級溶接性高張力鋼手アーク溶接継手について、溶接入熱を 15 000 Joule/cm から 37 300 Joule/cm の範囲に変え、母材熱影響部に生ずる軟化部の幅および程度を変化させた試験片の回転曲げ疲れ限度は、60 kg/mm² 級鋼では 33~35 kg/mm² で、80 kg/mm² 級鋼では 40~41 kg/mm² であり、いずれも母材平滑材に比し低くない。これらの疲れ破断起点は熱影響部に多く、軟化部を起点としているが、その疲れ強さに及ぼす影響はわずかで、入熱を増し 55 000 Joule/cm としても、60 kg/mm² 級鋼では母材に比したかだか 10% 以下、80 kg/mm² 鋼では 20% 以下の低下しか示さない。

2. 溶接部の硬さ変化の疲れ強さに及ぼす影響

50 kg/mm² 級、60 kg/mm² および 80 kg/mm² 級溶接性高張力鋼に溶接熱サイクル再現装置により、実際の手アーク突合せ溶接継手と同じ硬さ変化を与えた試験片の回転曲げ疲れ限度はいずれも熱処理を施さないそ

れぞれの平滑母材より低くない。また 80 kg/mm² 級鋼を用いて TIG アーク溶接によつて Hv 100 に及ぶ硬さ変化を与えた試験片の片振り引張疲れ限度は 45 kg/mm² で同鋼黒皮つき材の疲れ限度 47 kg/mm² に比し差はほとんどない。したがって、溶接継手部の組織変化に伴う硬さ変化を一種の冶金的切欠きと考え定量化し、これより溶接継手の疲れ強さを一般的に推定することはできなく、また溶接継手の疲れ強さ低下の主原因を熱影響部の硬さ変化に求めることはできない。

3. 溶接継手部各組織の切欠き感受性

溶接構造用鋼 SM50、溶接性高張力鋼 60 kg/mm² および 80 kg/mm² 級鋼手アーク突合せ溶接継手部各組織に、応力集中係数 $\alpha=2.2$ の切欠きを入れた試験片による両振り平面曲げ疲れ試験および 80 kg/mm² 級鋼突合せ溶接継手部各組織に $\alpha=2\sim5$ の切欠きを入れた試験片による片振り引張疲れ試験を行ない、高張力鋼溶接継手部各組織の切欠き感受性を検討し、つぎの結果を得た。

(1) 両振り平面曲げ切欠き疲れ強さ

(a) SM50: 溶接部のペーナイト組織よりなる粗粒化部の切欠き疲れ限度は 23 kg/mm² で、フェライト+パーライトよりなる切欠き母材の疲れ限度 15 kg/mm² に比し約 50% も高く、フェライト+ペーナイト組織よりなる溶着金属の切欠き疲れ限度はそれぞれ 22 kg/mm² および 23 kg/mm² で、粗粒化部同様母材部より約 50% 高い。

(b) 60 kg/mm² 級鋼: ペーナイト組織よりなる粗粒化部の切欠き疲れ限度は 24 kg/mm² で、焼もどしペーナイトよりなる切欠き母材の 19 kg/mm² に比し 20% 高く、またフェライト+ペーナイト組織からなる溶着金属の強さは 25 kg/mm² で切欠き母材のそれに比し約 40% 高い。

(c) 80 kg/mm² 級鋼: 細粒化せる中間段階組織の切欠き疲れ限度は 21 kg/mm² で、焼きもどしマルテンサイトからなる切欠き母材の 19 kg/mm² に比し 10% 高く、マルテンサイト+ペーナイト組織を呈する粗粒化部は 24 kg/mm² で 26% 母材より高い。またフェライト+ペーナイトからなる溶着金属の切欠き疲れ限度は 18 kg/mm² で切欠き母材とほぼ同程度の強さである。

(d) 溶接部各組織の切欠き疲れ強さは、いずれも母材のそれより高く、硬さの高い組織ほど高い。

(2) 片振り引張切欠き疲れ強さ

(a) 溶着金属、粗粒化部および細粒化部に応力集中係数の $\alpha=2, 3, 4, 5$ の切欠きをもつ短冊形小型試験片の片振り引張切欠き疲れ限度は、それぞれの母材の切

欠き疲れ限度と等しいかまたはそれ以上であり、溶接継手部のどの組織に切欠きが入っても、それらは同じ切欠きをもつそれぞれの母材に比し弱くない。

(b) 溶接部各組織の切欠き疲れ限度は応力集中係数 α の増大とともに、 $\alpha = 3$ までは急激に減少し、 $\alpha = 4$ ではいずれもほぼ 20 kg/mm^2 となり、それ以上の α の増大に対してはほとんど低下しない。

4. 溶接継手部の組織変化に起因する硬さ変化、軟化部、熱影響部各組織の切欠き感受性、余盛止端部表面層の酸化脱炭などの冶金要因は、いずれも溶接継手の疲れ強さを本質的に低下さすものではない。

5. 高張力鋼手アーク突合せ溶接継手余盛止端部は、応力集中係数 $\alpha = 4$ 程度の応力集中を受けていると考えることができる。

文 献

- 1) 渡辺, 永井, 大塚, 永田: 溶接学会誌, 36(1967)4, p. 435~443
- 2) 山口, 寺田, 新田: 造船協会論文集, No 115 (1964)5, p. 89~93
- 3) 峰久: 溶接学会, 溶接疲労強度研究委員会資料, FS 41~39(1964)
- 4) 岡田, 大谷, 森脇: 溶接学会誌, 32(1963)4, p. 352~363
- 5) 大内田: 日本材料学会学術講演会前刷, (1965)5, p. 123~124
- 6) N. KENYON, W. B. MORRISON, and A. G. QUARRELL: Brit. Weld. J., 13 (1966)3, p. 123~137
- 7) 高橋, 高島, 伊藤: 鉄と鋼, 第73回講演大会講演論文集Ⅱ, 53(1967)4, p. 515~518
- 8) 高橋, 高島, 伊藤: 「材料の強度と疲労」第10回シンポジウム予稿, 日本学術振興会ほか共催 (1965) 11, p. 111~135
- 9) 高橋, 高島, 伊藤, 矢崎: 日本機械学会講演論文集, No 700~12(1970~10, 第48期全国大会講演会)
- 10) 高橋, 高島, 伊藤: 鉄と鋼, 第73回講演大会講演論文集Ⅱ, 53(1967)4, p. 518~520
- 11) 村木, 石黒, 横田: 溶接学会誌36(1967)3, p. 213~221
- 12) R. E. KEITH: Weld. J., 38(1959)3, p. 142 S~143 S
- 13) E. G. SIGNES: Brit. Weld. J., 14(1967)3, p. 108~116
- 14) D. E. BAXTER and G. F. MODLEN: Brit. Weld. J., 13(1966)4, p. 184~188
- 15) J. D. HARRISON and G. C. SMITH: Brit. Weld. J., 14(1967)9, p. 493~502
- 16) A. E. FLANIG and E. V. LEE: Weld. J., 45 (1966)10, p. 477 S~480 S