

# 耐熱鋼“Timken's 16-25-6” 熔接部の機械的性質と熔着鋼の組織との関係

小川 浩三\* 佐々木 良一\*\*

## Relation between Microstructure of Welded Metal and Mechanical Properties at the Welded Part of Heat-Resisting Steel “Timken's 16-25-6”

By Kōzō Ogawa and Ryoichi Sasaki  
Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd.

### Abstract

Austenitic heat-resisting steels should be easy to weld and welded part have good mechanical properties at high temperatures. With this in view, the writers carried out a series of mechanical test for welded part of Timken's 16-25-6 using various kinds of austenitic welding rods with or without ferrite structure.

The test results are summarized as follows:

- (1) The tensile and creep strength of austenitic weld metals with ferrite is higher than that without ferrite at temperatures lower than 500°C, where this tendency stops, and exceeded 600°C ferrite begins to lower the strength at a greater rate than austenite. Ductility is affected by the presence of ferrite at any temperatures.
- (2) A proper quantity of ferrite increases the fatigue strength of welded parts, as it appreciably decreases the directionality of dendritic structure.
- (3) Ferrite reduces the liability to welding crack, but its quantity must be properly limited, because it easily transforms to sigma phase.

### 〔I〕 緒 言

オーステナイト系耐熱鋼を熔接するに際して考慮すべきことはその熔接部の高温における機械的性質がすぐれていることであるが、そのほかに溶接作業が容易であることも欠くことのできない条件である。熔接部の場合には鍛造品と異なり、静的引張応力に対して強い材料がかならずしも繰返応力に対しても強いとは限らないし、また同時に溶接作業に困難を伴う場合がしばしば起る。これらのことに鑑みて行われた、各種熔接棒による耐熱鋼 Timken's 16-25-6 熔接部についての試験結果を述べ、実際の溶接作業に資せんとするものである。

### 〔II〕 試 料

第1表は試験に供された母材および各種熔接棒による熔着鋼の化学組成を、第2表はそれぞれの熱処理条件を

\* \*\* 日立製作所日立研究所

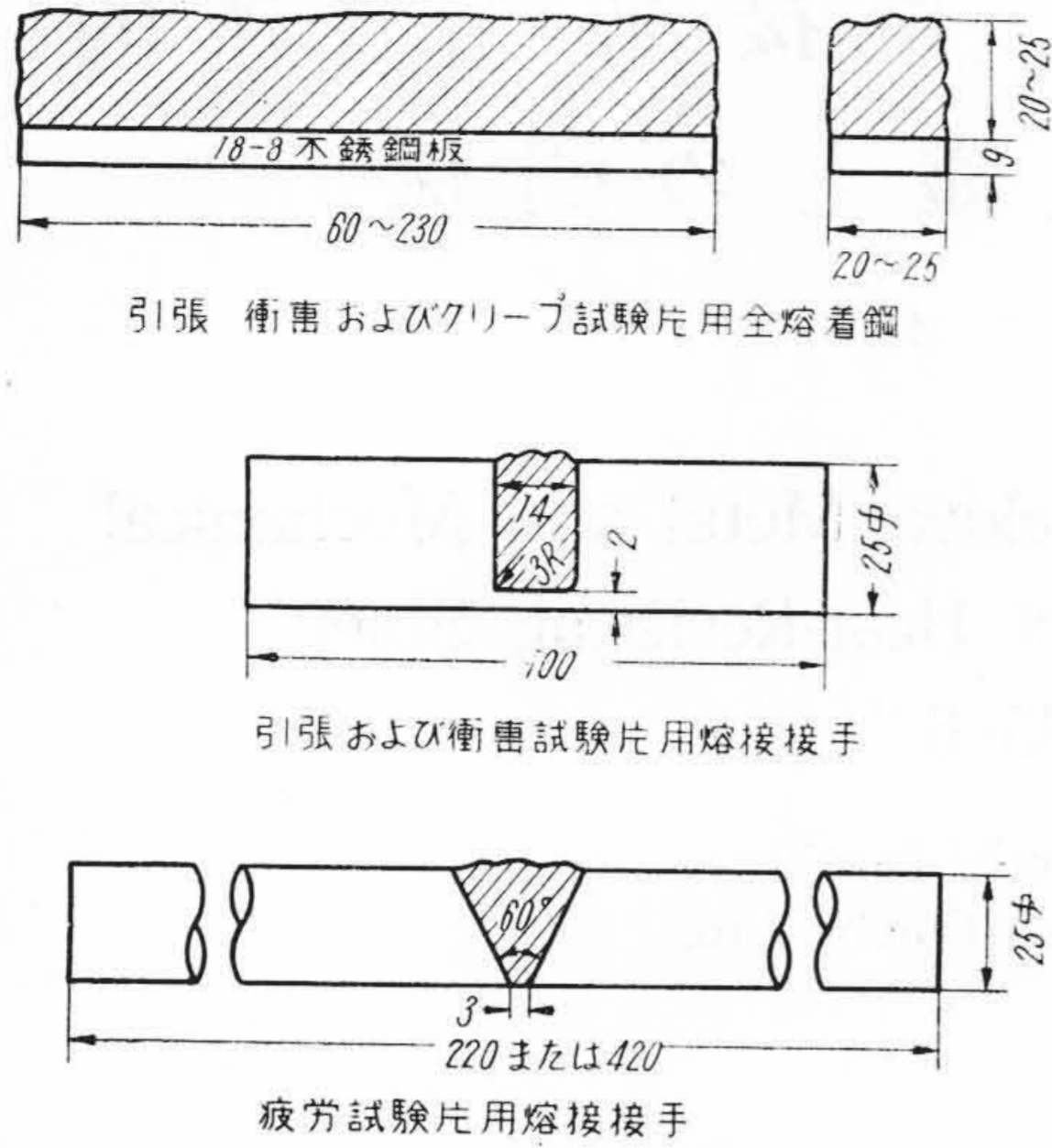
第1表 母材および熔着鋼の化学組成(%)  
Table 1. Chemical Composition of Base and Welded Metals

区 分	記 号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	フェライト量
母 材	Tim-ken's 16-25-6	0.07/0.08	0.63/0.89	1.29/1.94	15.97/16.96	25.69/26.59	5.76/6.12	0
		0.07/0.11	0.30/1.09	1.02/2.18	15.85/17.63	25.16/26.93	5.48/6.30	0
熔着鋼	16-25-6	0.10	0.09	2.38	16.42	25.62	5.91	0
	18-8	0.14	0.57	5.59	17.91	8.23	1.45	0
	19-8	0.09	0.38	0.88	19.07	8.51	1.32	10
	23-8	0.09	0.99	1.18	23.62	7.88	1.65	20

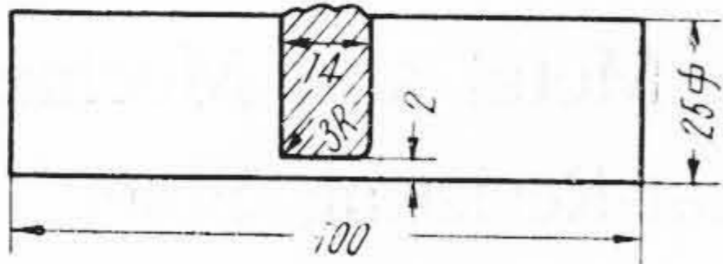
(注) 表中母材の上段は母材疲労試験用、下段はそのほかの各種試験用

第2表 試 料 の 熱 処 理  
Table 2. Heat Treating Condition of Test Pieces

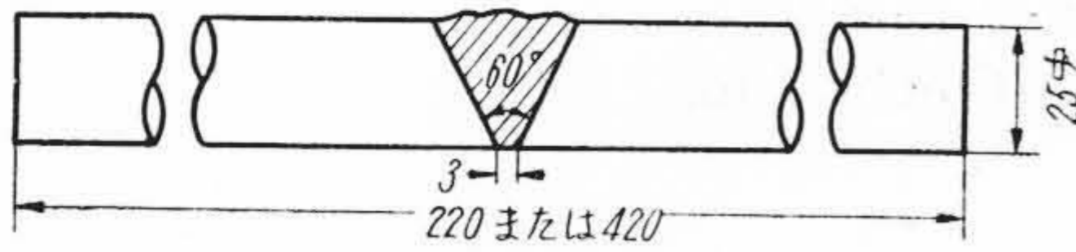
区 分	熱 処 理 条 件
母 材	1,150°C 1h 水 冷 → 650°C 10h 応力除去処理
熔 着 鋼	熔 接 → 650°C 10h 応力除去処理
熔 接 部	母材 1,150°C 1h 水 冷 → 熔接 → ,,



引張 衝撃およびクリープ試験片用全熔着鋼

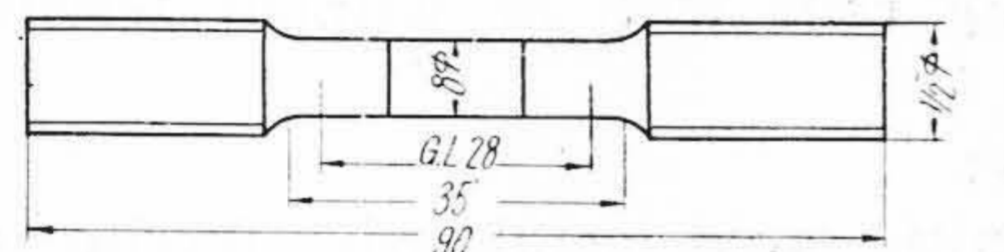


引張および衝撃試験片用熔接接手

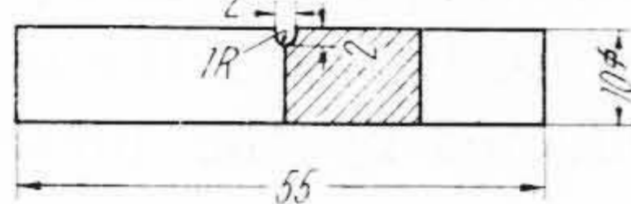


疲労試験片用熔接接手

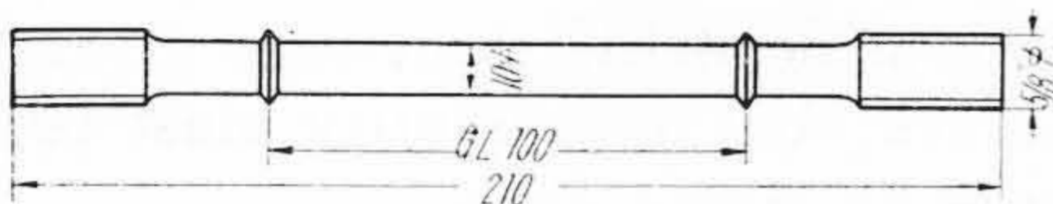
第1図 試験片の作成方法  
Fig. 1. Preparation of Test Piece



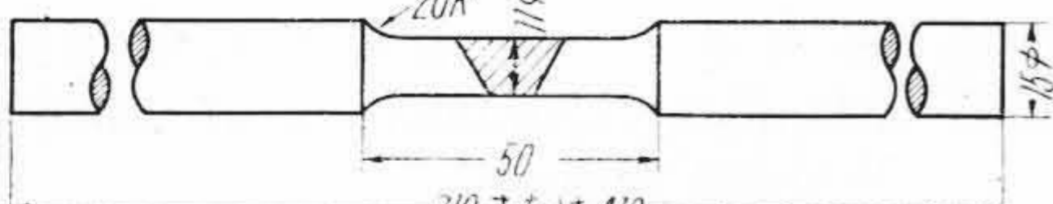
引張試験片



衝撃試験片



クリープ試験片



疲労試験片

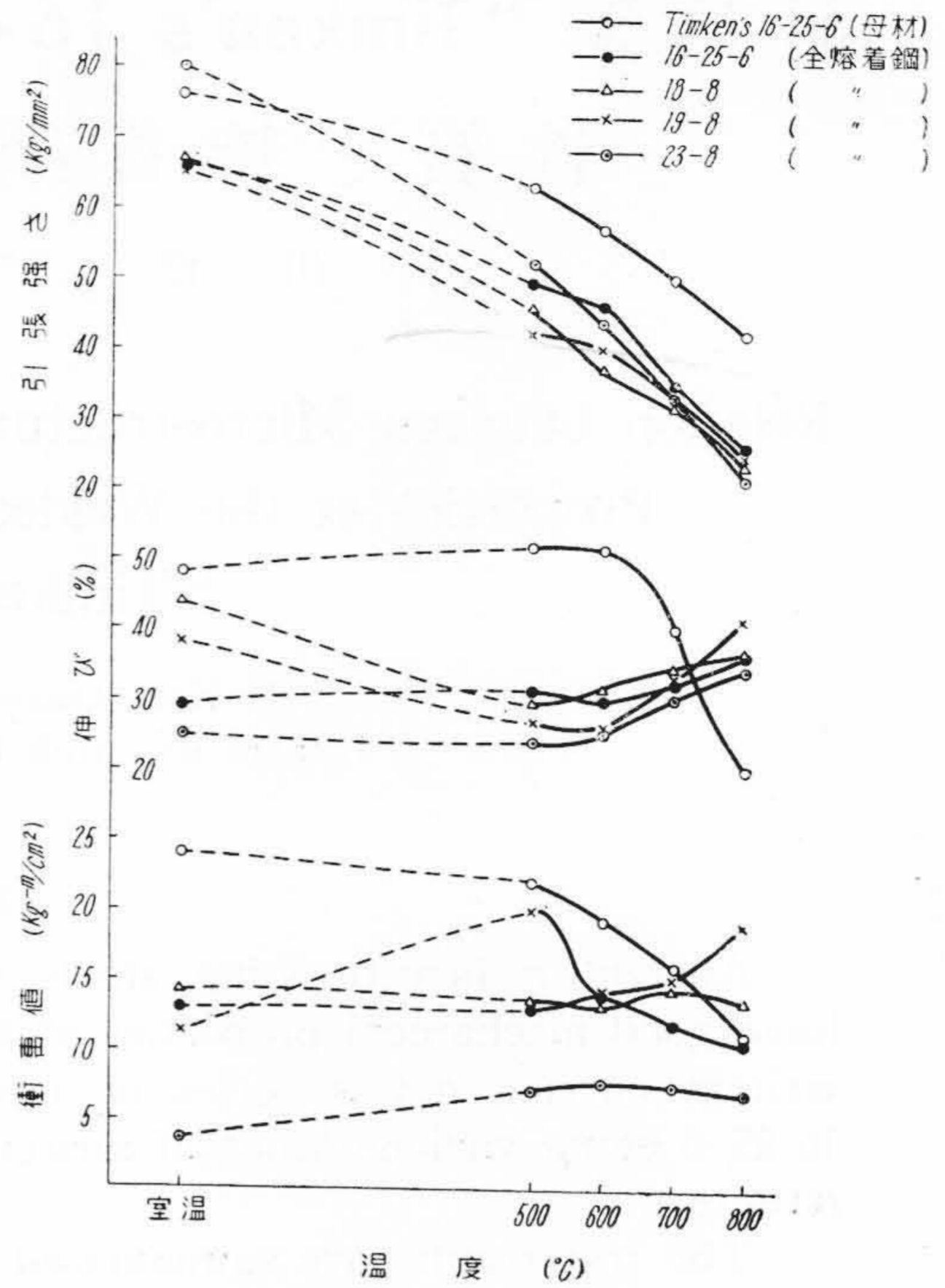
第2図 試験片の寸法  
Fig. 2. Dimensions of Test Pieces

示す。また第1図は試験片の作成法を、第2図は試験片の寸法を示す。この場合熔接はいずれも径4mmの熔接棒を以て、直流逆極性にし、電流は120~130Aで、各層は軽いウォーピングビードにして行われた。

〔III〕 引張および衝撃試験結果<sup>(1)(2)</sup>

(1) 母材および全熔着鋼

試験には20tアムスラー引張試験機および30kg-mシャルピ型衝撃試験機が使用され、試験温度は常温、500、600、700および800°Cである。第3図は試験結果を示す。熔着鋼は23-8の低温部をのぞきいずれも母材の



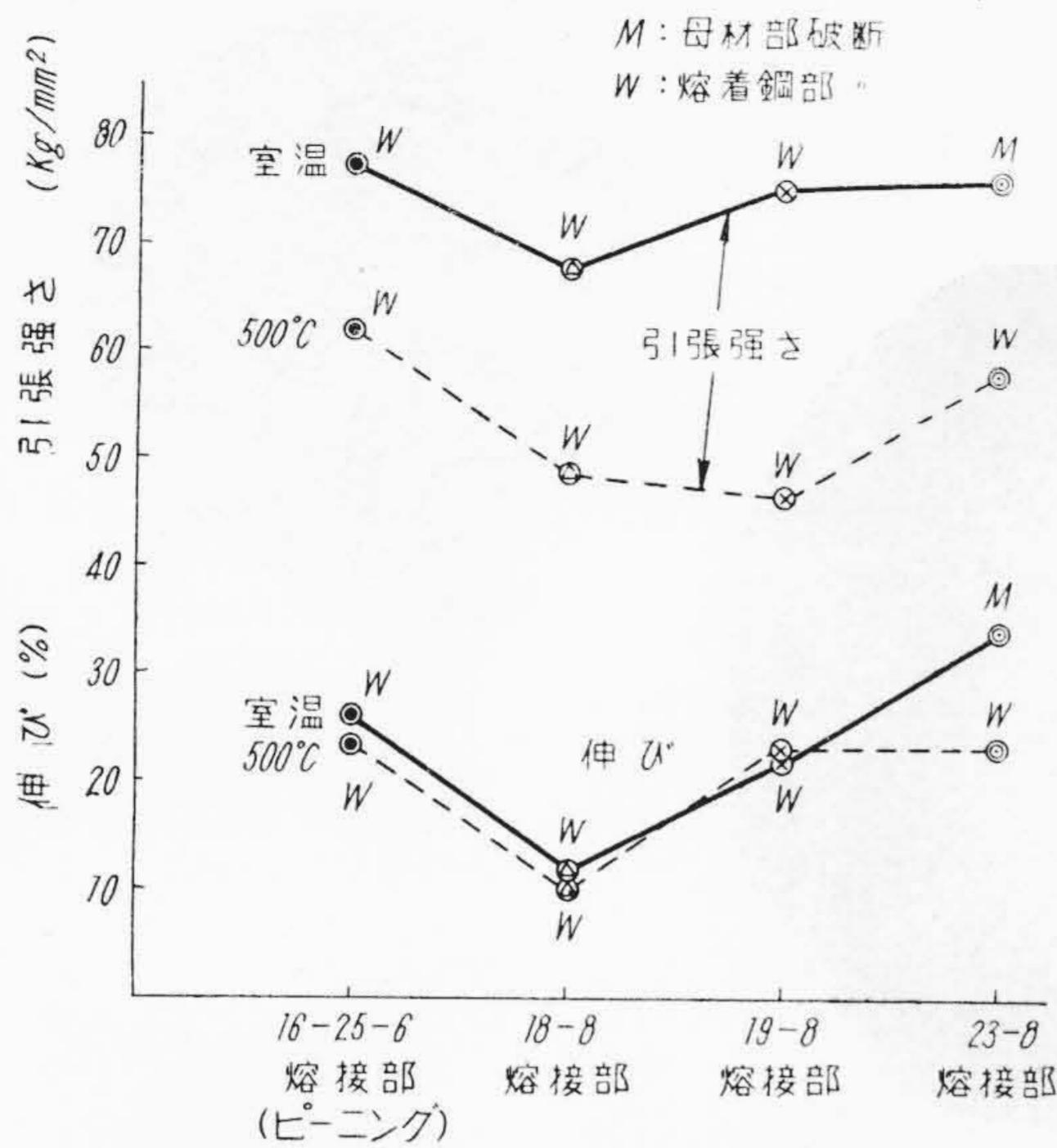
第3図 母材および熔着鋼の温度と機械的性質との関係

Fig. 3. Relation between Temperature and Mechanical Properties of Base and Welded Metals

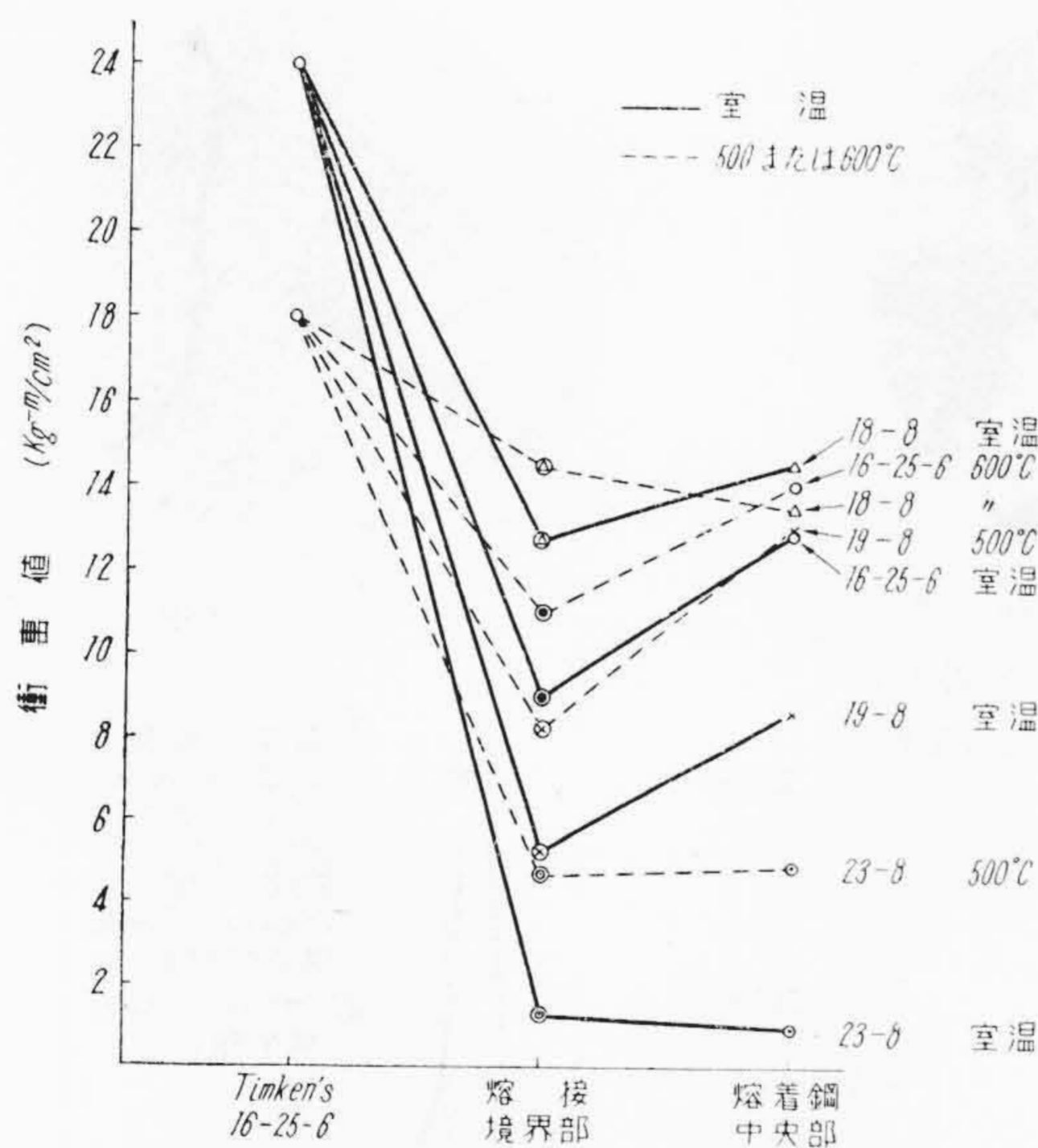
Timken's 16-25-6よりも強さが低く、母材が析出により著しく脆化する700~800°C附近をのぞけば靱性においても劣る。熔着鋼中のフェライトは、その量が多いほど同時にσ相の生成もあつて、低温部の強さを高くし、高温では反対に低下させる。伸びおよび衝撃値においてはC量の差もあつて18-8とは比較できないが、フェライト量が多いと低くなる傾向のあることはあきらかである。

(2) 溶接部

試験温度は常温および500°Cまたは600°Cである。第4図は引張試験結果を示す。熔接部の引張強さは熔着鋼の強さに支配されることが多く、16-25-6、18-8および19-8熔接部のすべて、ならびに23-8熔接部の高温においては引張破断がかならず熔着鋼部で起り、23-8熔接部の低温における場合にのみ母材部で破断したが、これは第3図から予想されていた通りであつた。第5図は衝撃試験結果である。熔接境界部の衝撃値はいずれの場合も、常温より高温における方が高い値を示しているし、またフェライト量の多い熔接部ほど衝撃値が低い。さらに熔着鋼部の値も第3図に示された盛上全熔着鋼の場合に比べてかなり低い。これはフェライト樹状晶の形状に関係するものである。



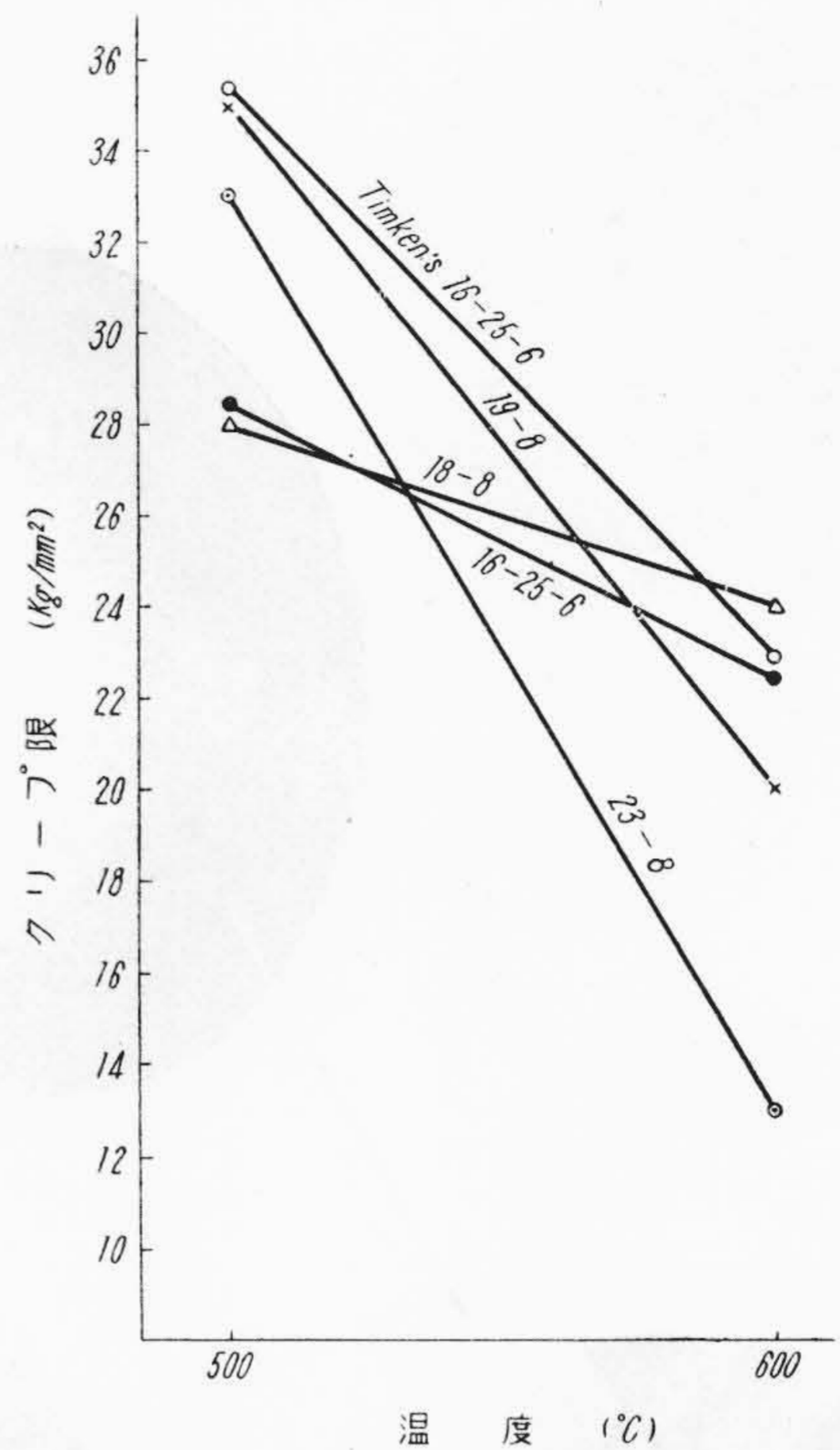
第4図 各種熔接棒による熔接部の引張試験結果  
Fig.4. Results of Tension Test at Welded Part Made by Various Welding Rods



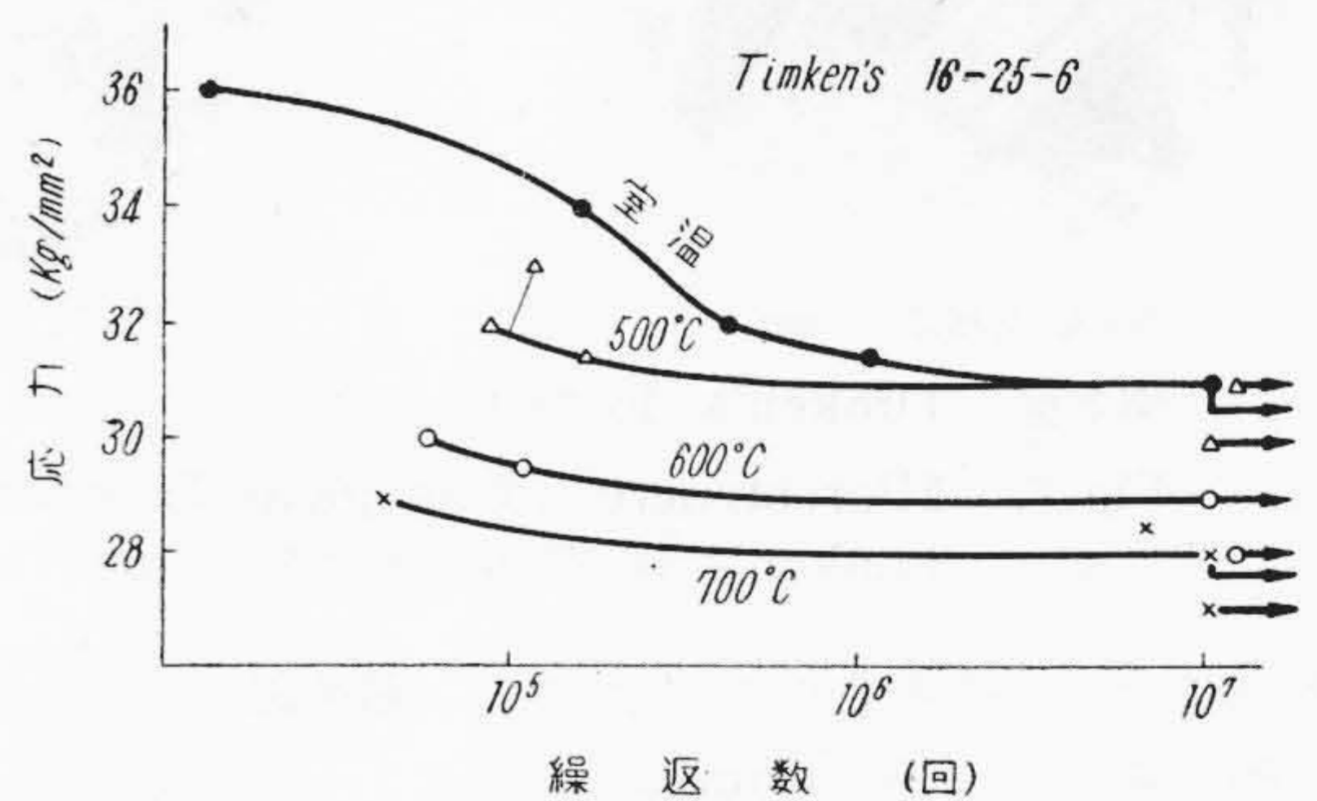
第5図 熔接部における衝撃値  
Fig.5. Impact Value at the Welded Part

〔IV〕 クリープ試験結果<sup>(1)(2)</sup>

第6図は母材および各熔着鋼のクリープ限と温度との関係を示す。クリープ限は負荷後 3~6 時間における平均クリープ速度 0.005%/h に対応する応力である。熔接のままの樹状偏析した組織では鍛鋼に比べて低温におけるクリープ限が低く、フェライトの存在はσ相の生成と相まって低温におけるクリープ限を高くするが、高温では著しく低くする。



第6図 温度とクリープ限との関係  
Fig.6. Relation between Temperature and Creep Limit of Base and Welded Metals



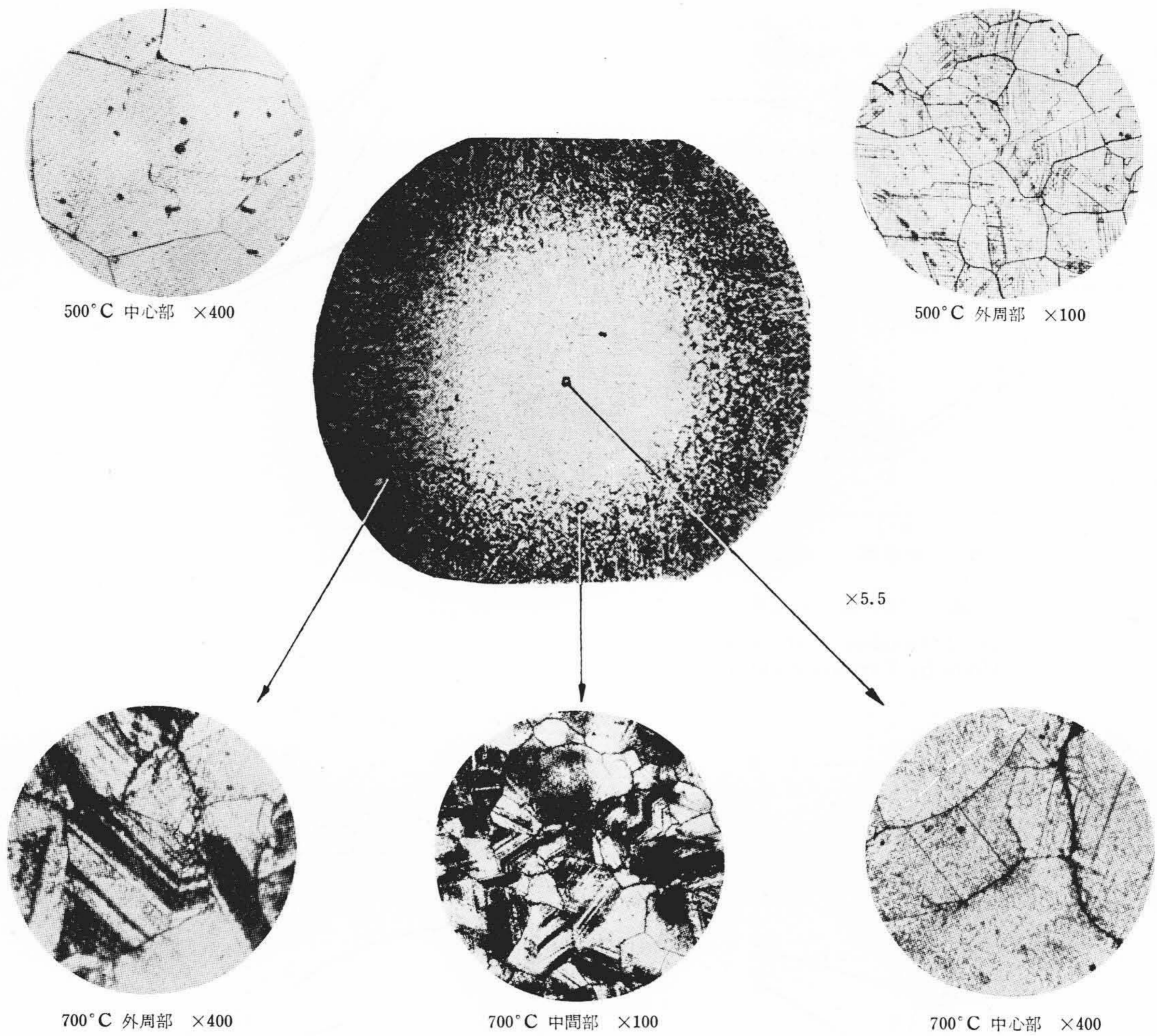
第7図 Timken's 16-25-6 の S-N 線図  
Fig.7. S-N Diagram for Timken's 16-25-6

〔V〕 疲労試験結果<sup>(3)</sup>

試験はスパンの長い特型小野式回転曲げ疲労試験機により行われた。試験片はスパンの中央部に取付けられた管状電気炉により加熱され、試験中の炉温は自動電圧調整器と電位差計式自動温度調節計とにより ±2°C 以下に調節された。

(1) 母材

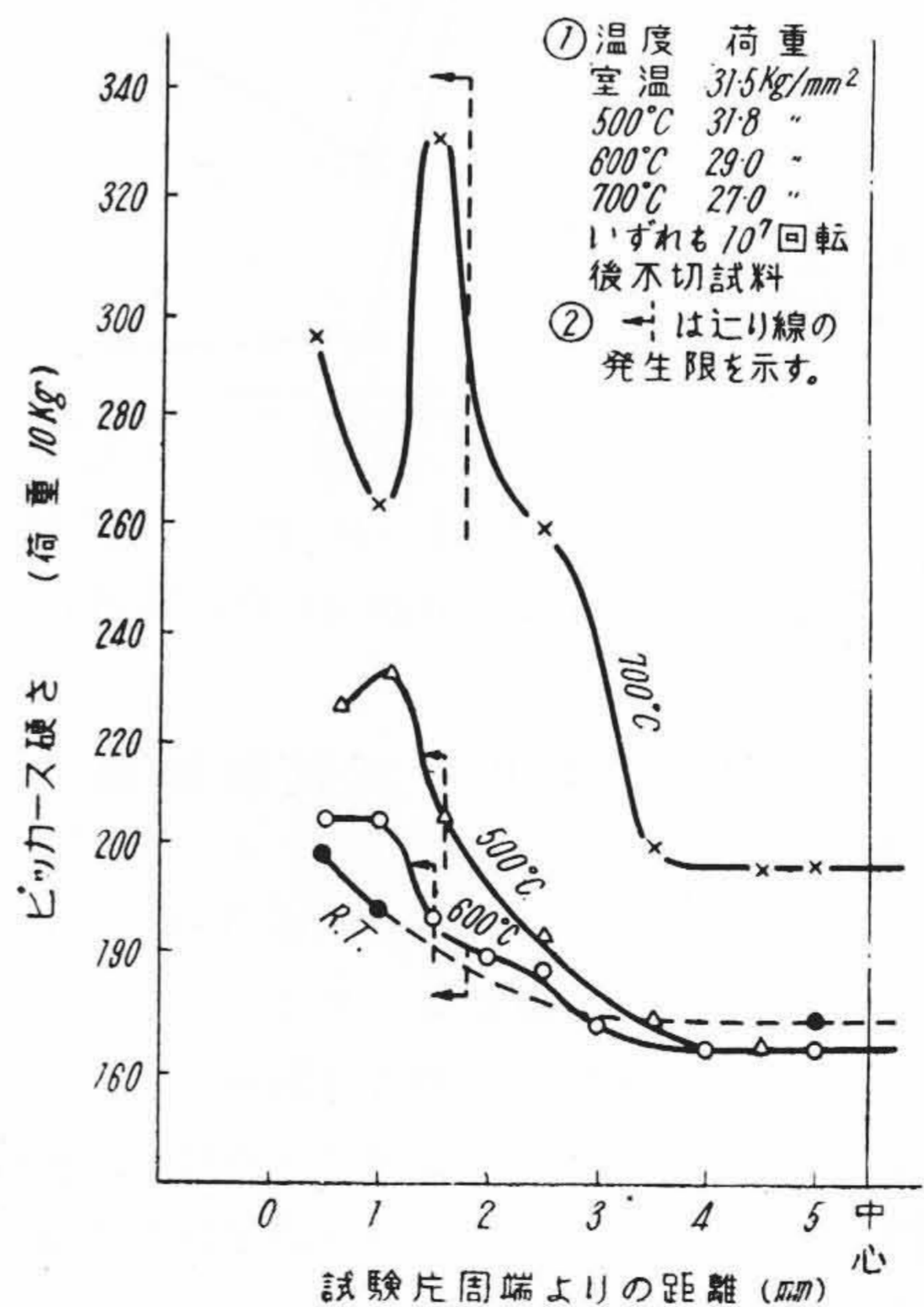
第7図は Timken's 16-25-6 の疲労試験結果を示すが、温度上昇に伴う疲れ強さの低下は少い。第8図(次頁参照)は 10<sup>7</sup> 回繰返回転曲げ後破断しなかつた試験片横

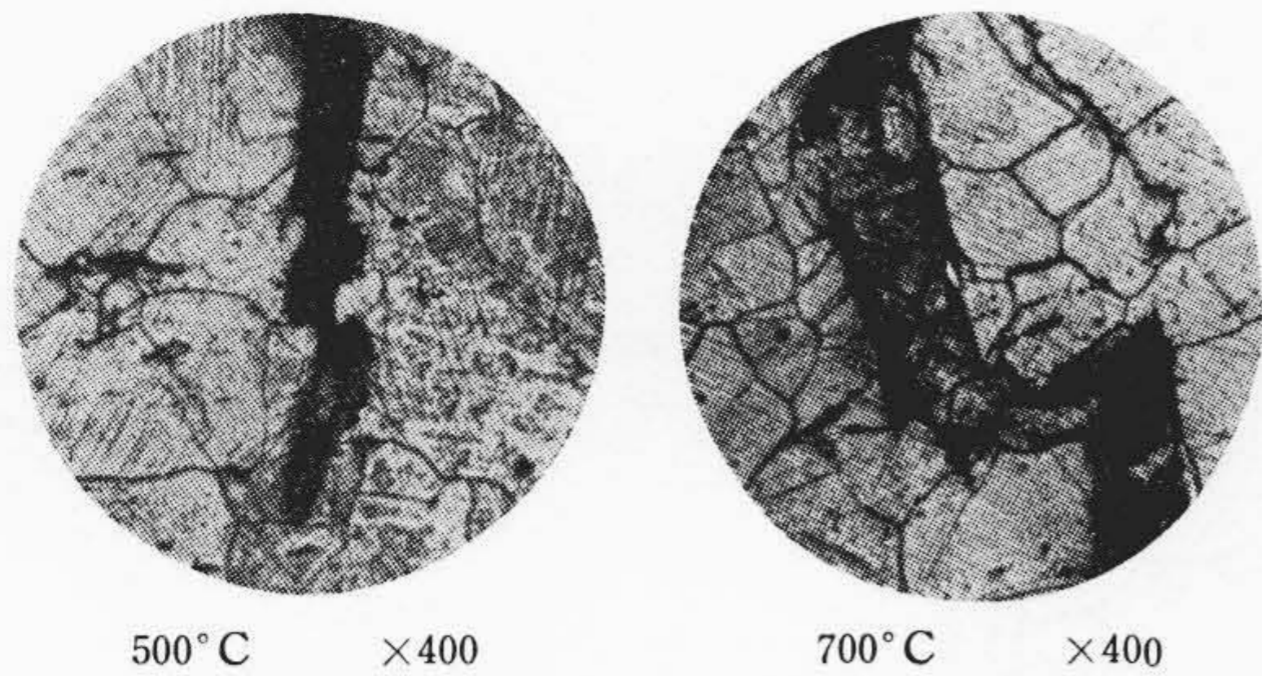


第8図 Timken's 16-25-6 疲労試験片断面における組織変化  
 Fig. 8. Microstructure Change at Transverse Section of Timken's 16-25-6 after Fatigue Test

断面における組織変化の一例である。第9図はこの場合の硬さ変化で、直径4mm以内ではほとんど変化がないがそれ以上の外周側では硬くなっている。なお試験前の母材は Hv 167±5 である。また特に試験応力が高い場合、周端より2mm以内ではいずれの試験温度でも著しく迂り線が現われている。周辺部硬さ変化の程度は応力および温度がいかにより加工硬化、軟化焼鈍、析出硬化などに影響するかによつて著しく異なるが、中心部では700°Cにおいてのみ温度による析出硬化が現われている。また第10図は亀裂の発生状況を示し、いずれも貫粒破断であることがわかる。

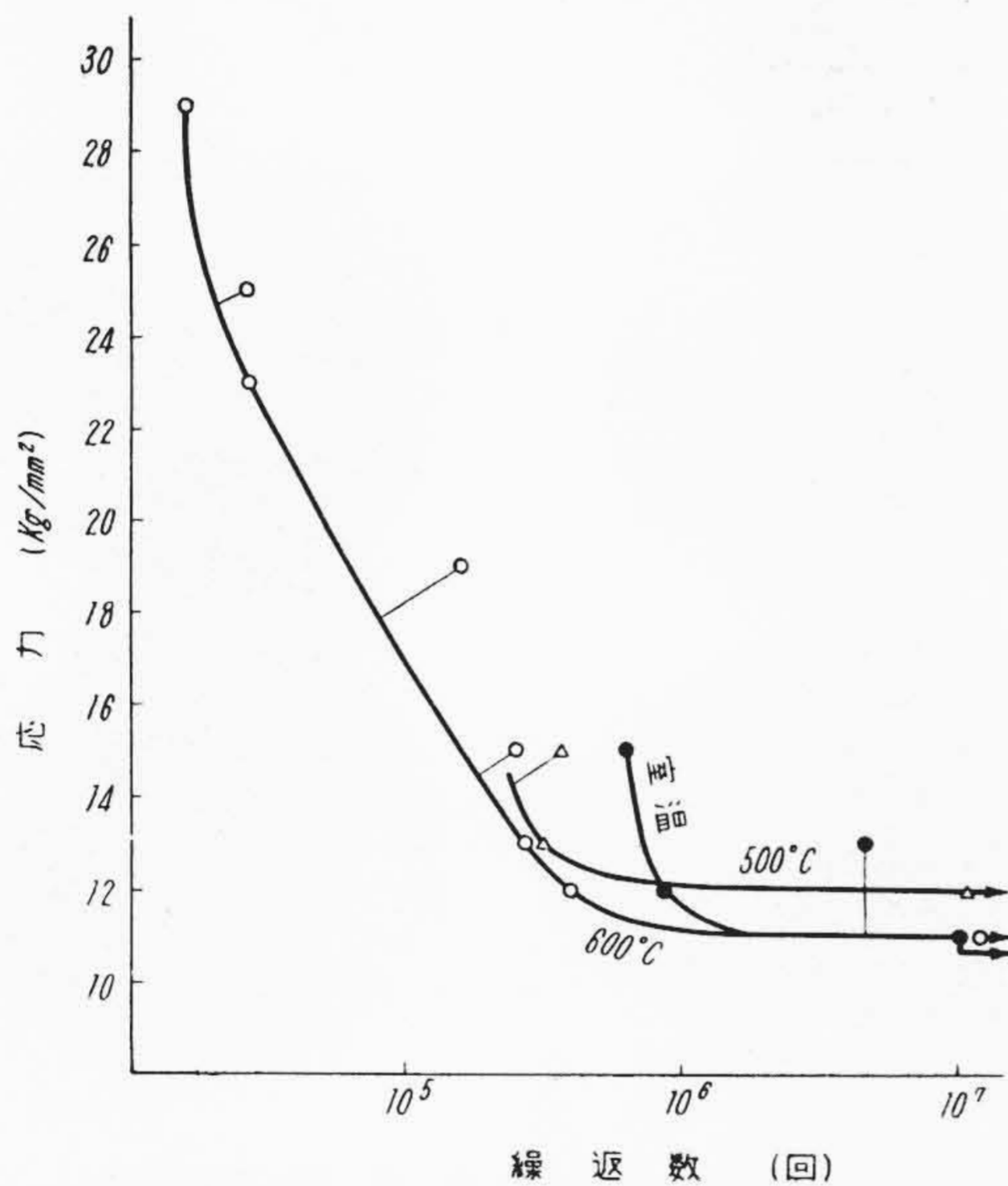
第9図 Timken's 16-25-6 疲労試験片断面における硬さ変化  
 Fig. 9. Change of Hardness at Transverse Section of Timken's 16-25-6 after Fatigue Test



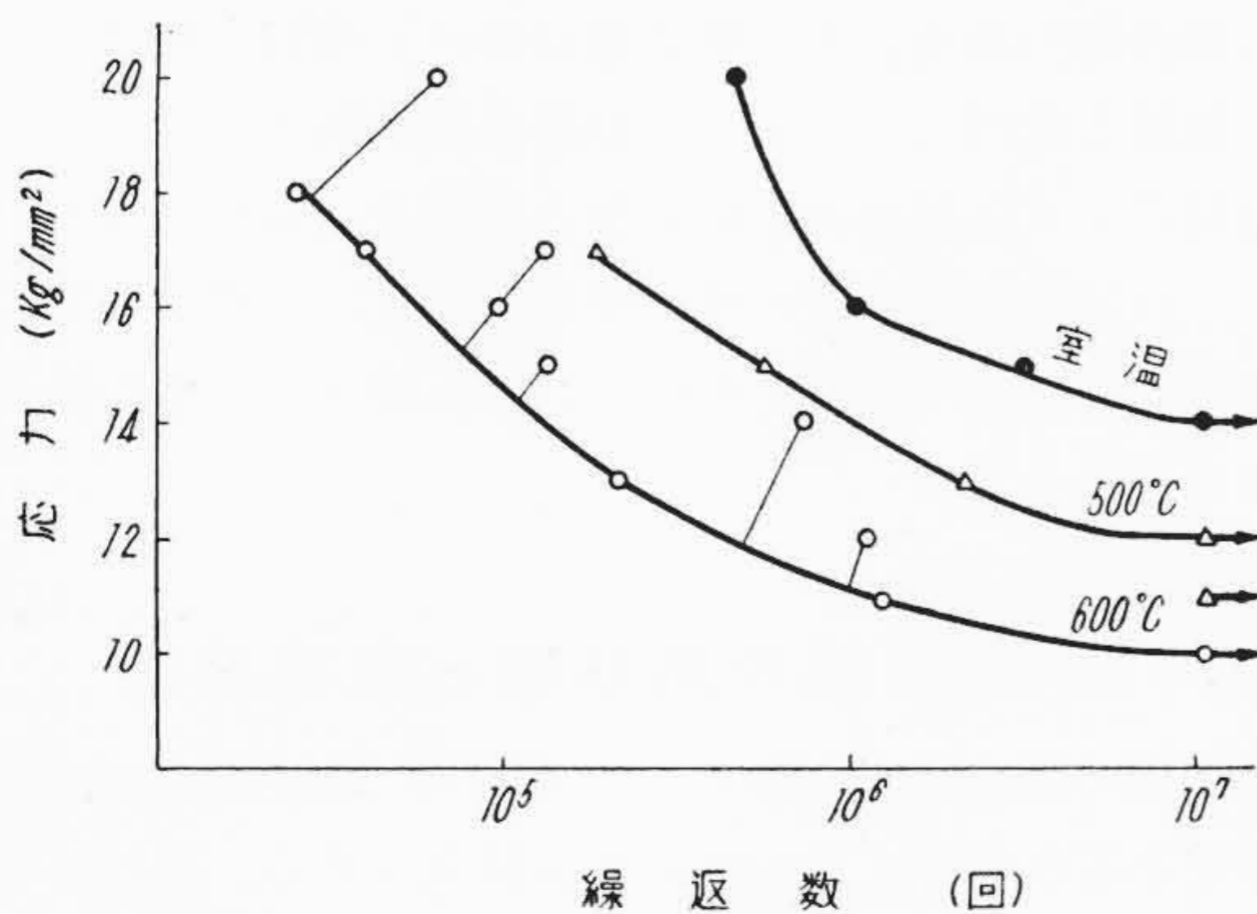


第10図 Timken’s 16-25-6 疲労試験片に発生した亀裂

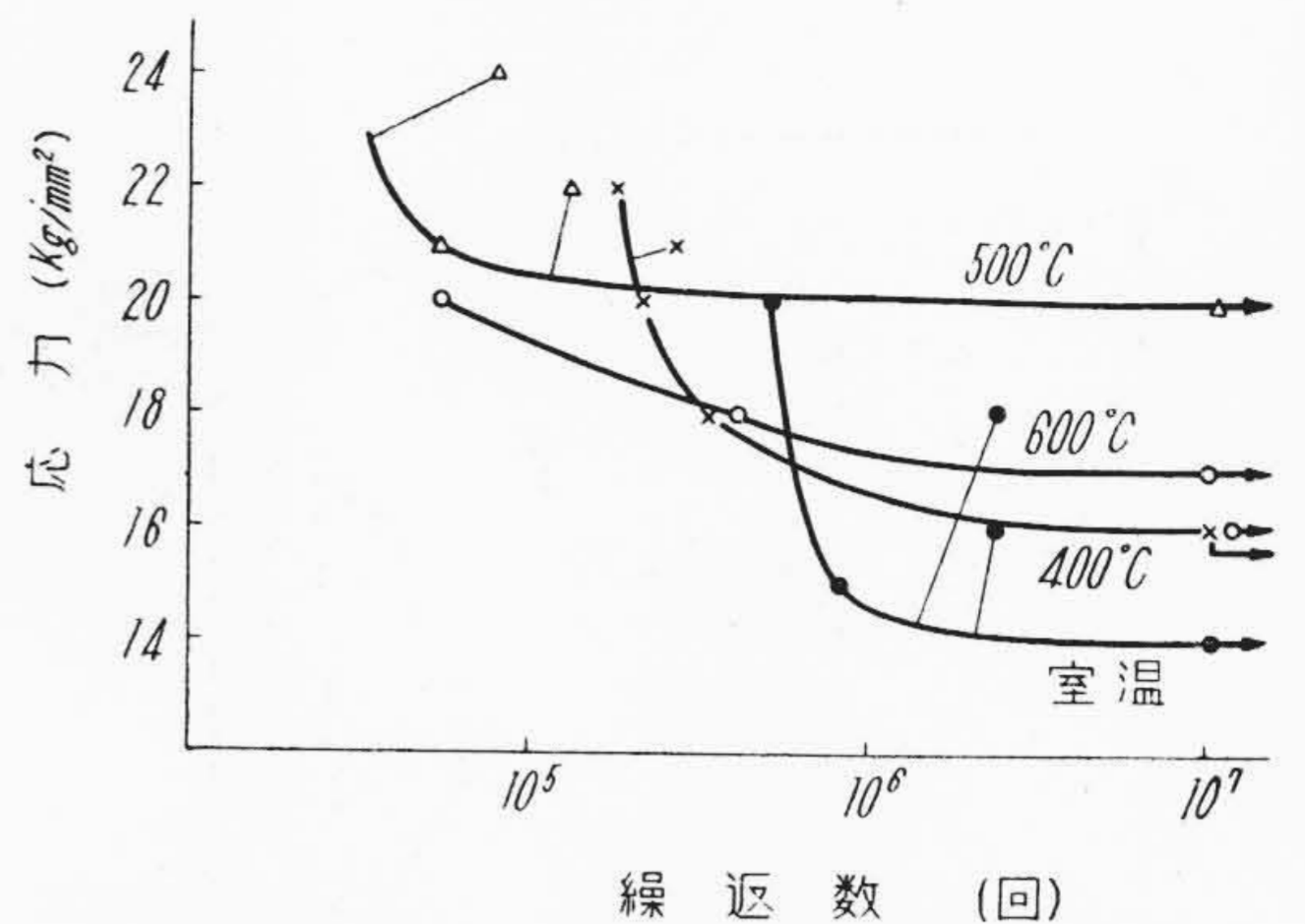
Fig.10. Crack of Timken’s 16-25-6 after Fatigue Test



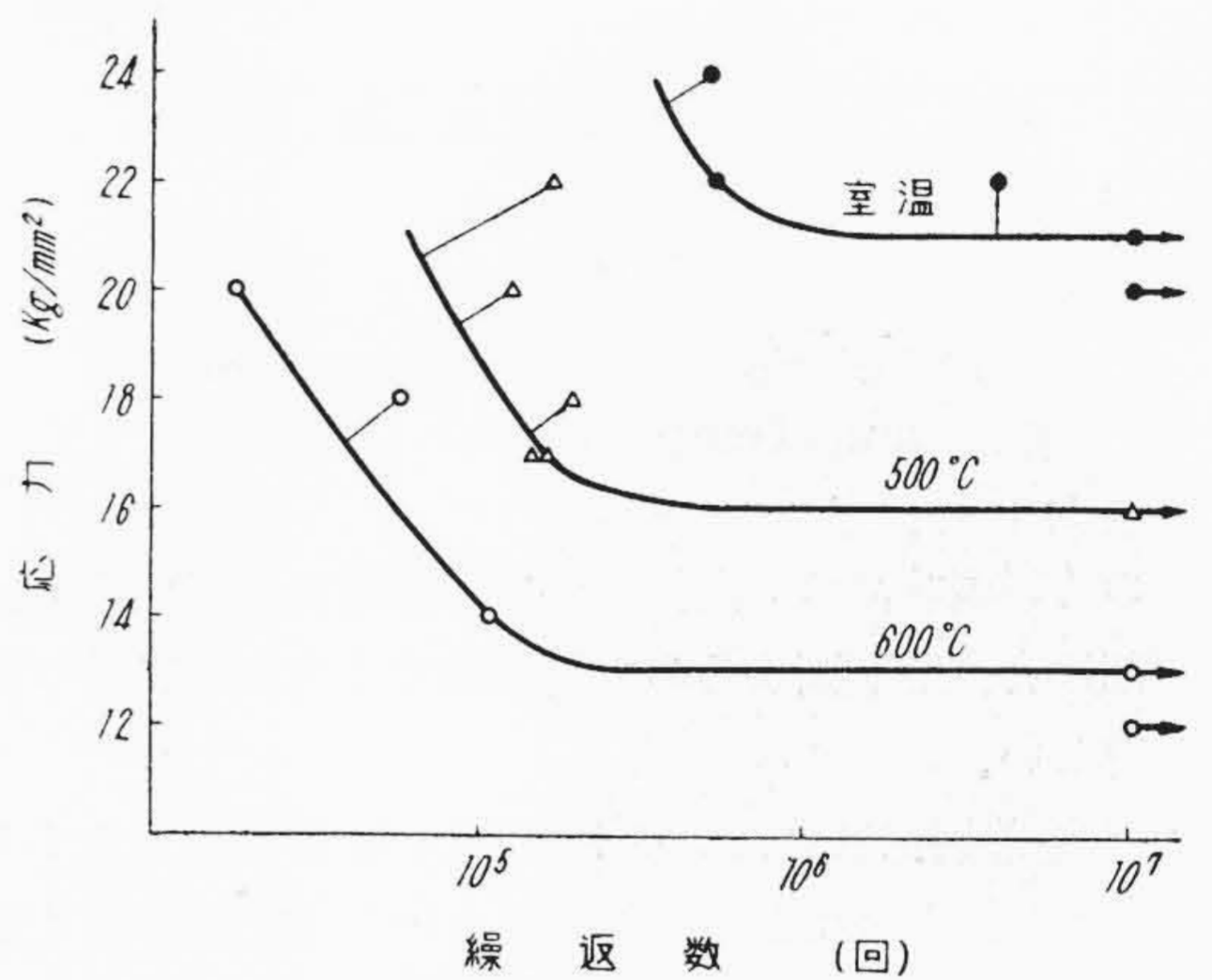
第11図 16-25-6 熔接部の S-N 線図  
Fig.11. S-N Diagrams for Welded Part by 16-25-6



第12図 18-8 熔接部の S-N 曲線  
Fig.12. S-N Diagrams for Welded Part by 18-8



第13図 19-8 熔接部の S-N 曲線  
Fig.13. S-N Diagrams for Welded Part by 19-8

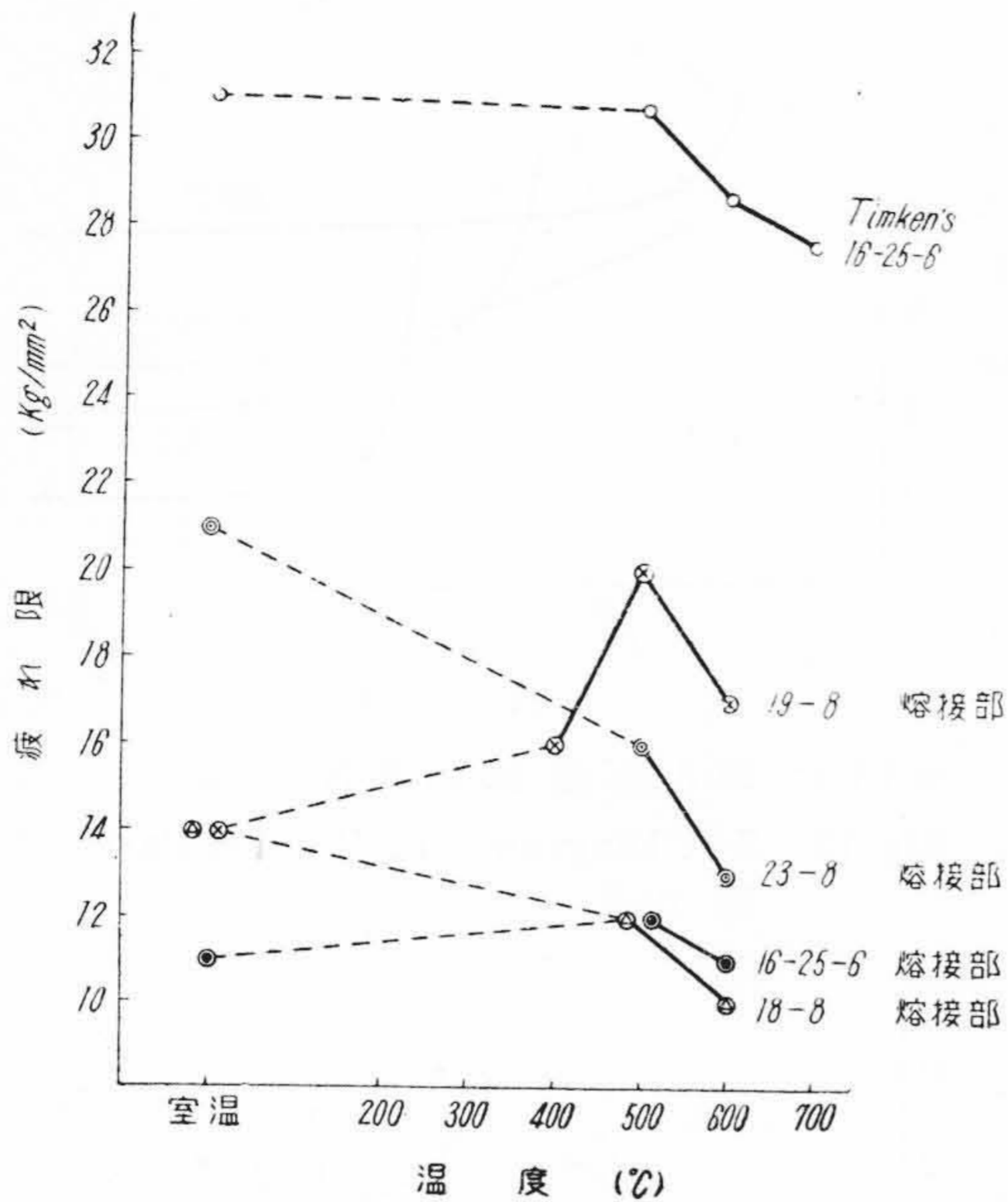


第14図 23-8 熔接部の S-N 曲線  
Fig.14. S-N Diagrams for Welded Part by 23-8

## (2) 熔接部

第11図～第14図は熔接部の疲労試験結果を示す。これらから  $10^7$  回の繰返曲げ回転において破断しない応力を疲れ限として、温度との関係を取まとめると第15図(次頁参照)のようになる。18-8 および 23-8 熔接部は温度の上昇とともに疲れ強さが低くなるが、19-8 熔接部では  $500^\circ\text{C}$  までは逆に高くなる特異な傾向があり、16-25-6 熔接部では温度による変化が認められない。熔接部における疲れ強さは低温では 23-8 熔接部か、高温では 19-8 熔接部が最も高い値を示すが、いずれも母材に比べればきわめて低い。このことを少しく組織的に検討してみたい。

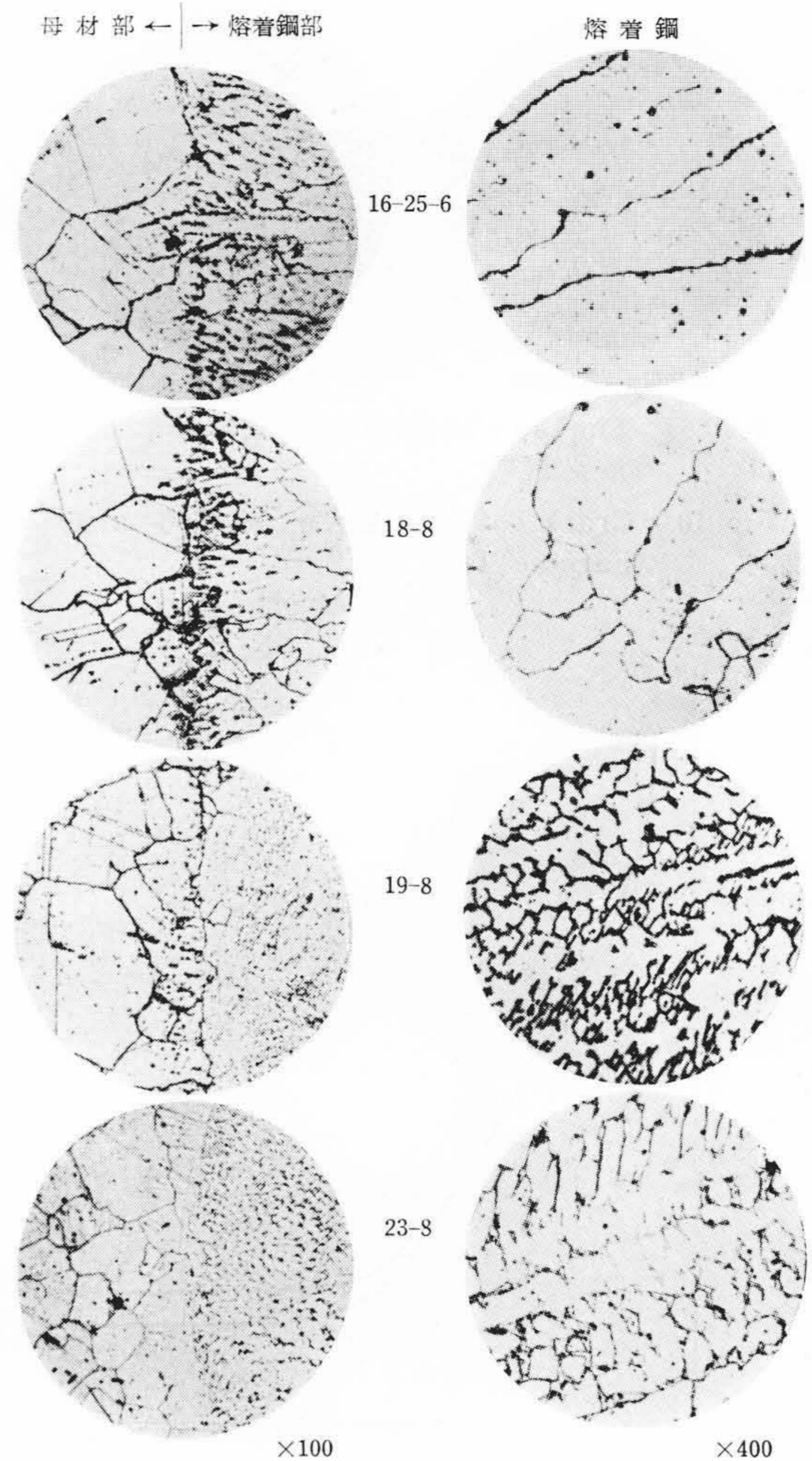
第16図(次頁参照)は熔接部の組織を示す。16-25-6 熔着鋼部は樹状晶が長く成長しており、母材との融合部もほぼ同じ組成なので、この部分の結晶粒もまた大きい。18-8 熔着鋼部は前者に比べれば、合金度も低く拡散しや



第15図 疲れ限と温度との関係  
Fig.15. Relation between Fatigue Limit and Temperature

すいので、樹状品の方向性もかなり軽減されているが、融合部は合金度が高まるので熔着鋼部よりも樹状品の発達が著しい。

19-8 熔着鋼部はフェライト約10%を含みフェライトが樹枝状に現われており、写真には特に方向性の強く残っている部分を示しているが、多層盛によつて比較的簡単に方向性を失う傾向がある。一方融合部は合金度が高まり大部分はオーステナイト樹状品中にフェライトが点在する組織となるが、なお母材の極く近傍にはオーステナイトのみの結晶粒が存在する部分がある。23-8 熔着鋼部はフェライト約20%を含み、その量が多いのでフェライト樹状品も19-8の場合ほど簡単には方向性を失わず網状につながっている。この場合の融合部はフェライトを含むオーステナイトであり、19-8の場合のようなオーステナイトのみの結晶粒は存在せず、また熔着鋼そのものに比べれば樹状品の方向性が著しく軽減されていて連続的ではない。さてこれらの熔着鋼部および融合部の組織は疲労破断に対して密接な関係があり、破断は主として樹状品の方向性が最も強い部分から起る傾向がある。16-25-6 および 23-8 熔接部では熔着鋼中央部で、18-8 および 19-8 熔接部では融合部から主として亀裂が発生する。かつ疲れ限は破断部がオーステナイト組織のみである16-25-6 および 18-8 熔接部は低く、フェライトの存在する19-8 および 23-8 熔接部の方が高い。第17図は亀裂発生状況を示す。18-8 および 19-8 熔接部で

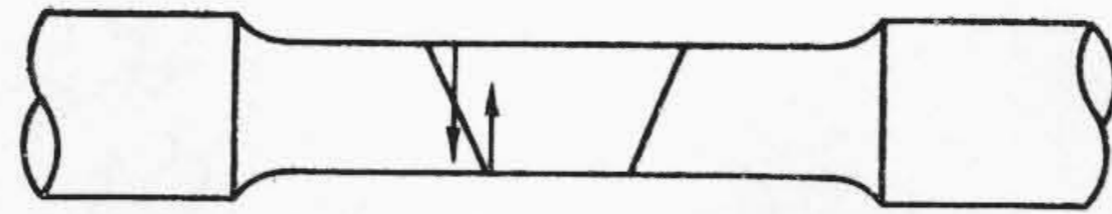


第16図 熔接部の顕微鏡組織  
Fig.16. Microstructure at Welded Part

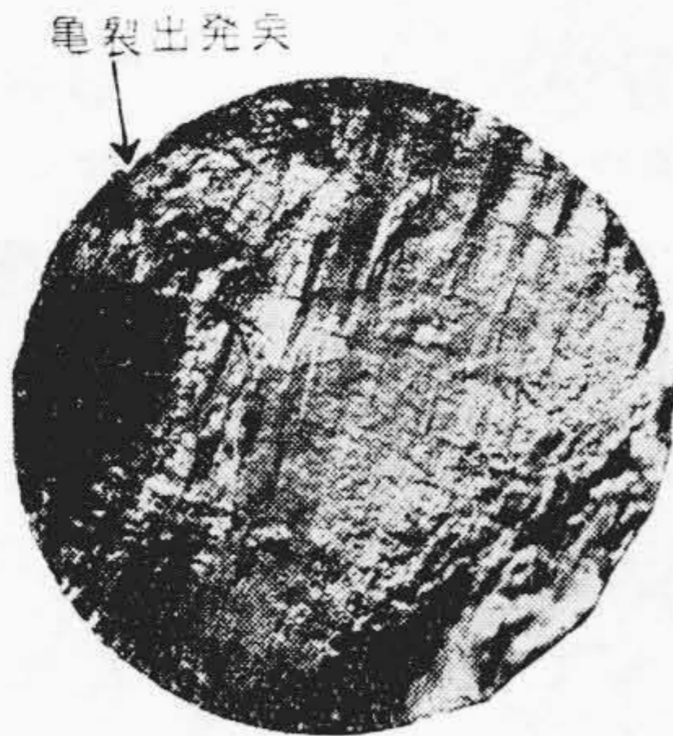
は亀裂が図示の方向に進行し、写真例のように母材を通過する場合とそうでない場合とがあるが、出発点はいずれも融合部である。また熔着鋼における亀裂も母材と同様に貫粒し進行している。なお熔接部試験後の硬さ変化は母材のように外周部と中心部とで顕著に現われなかつた。これは熔接部の疲れ強さが母材に比べて低いために試験時に与えられた応力が低く、加工硬化の影響が僅少だからである。

〔VI〕 熔着鋼の熱処理と組織変化

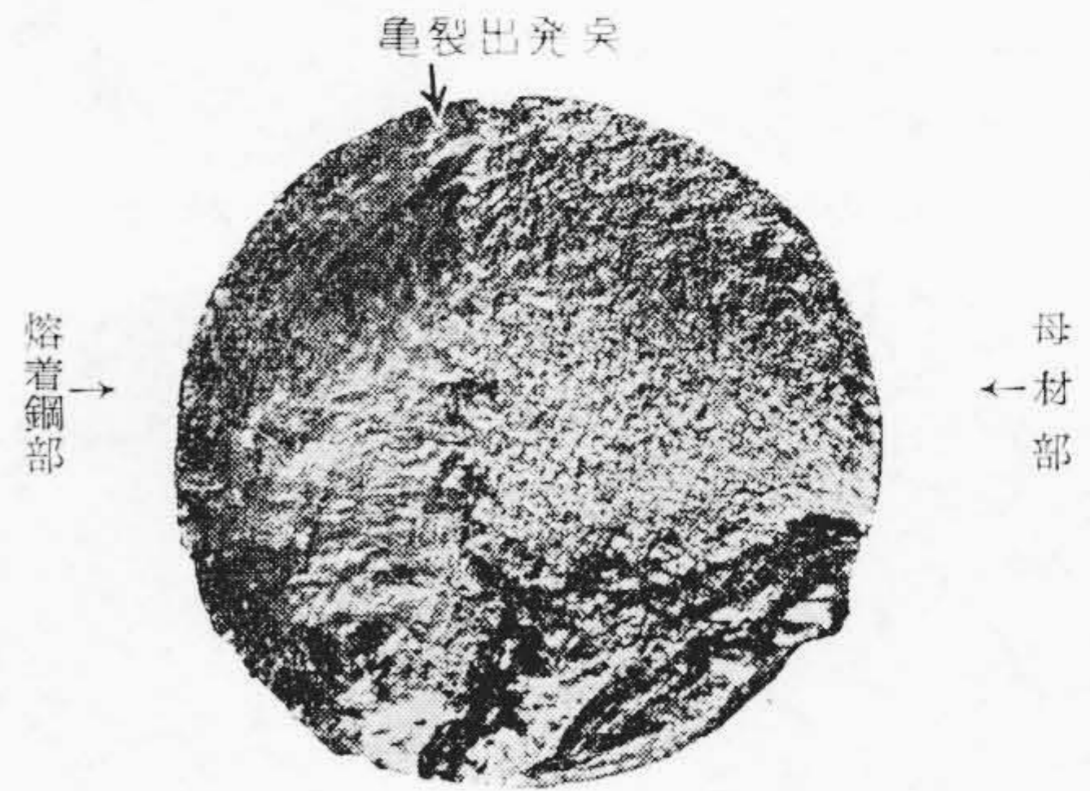
熔接部の応力除去処理として650°C 10時間の処理で充分であるか否かについてはなお疑義がある。またフェライトを含むオーステナイト熔着鋼は多層盛熔接による熱影響により、また熔接後の熱処理によりσ相を生成しやすいためこれについて若干実験を行った。



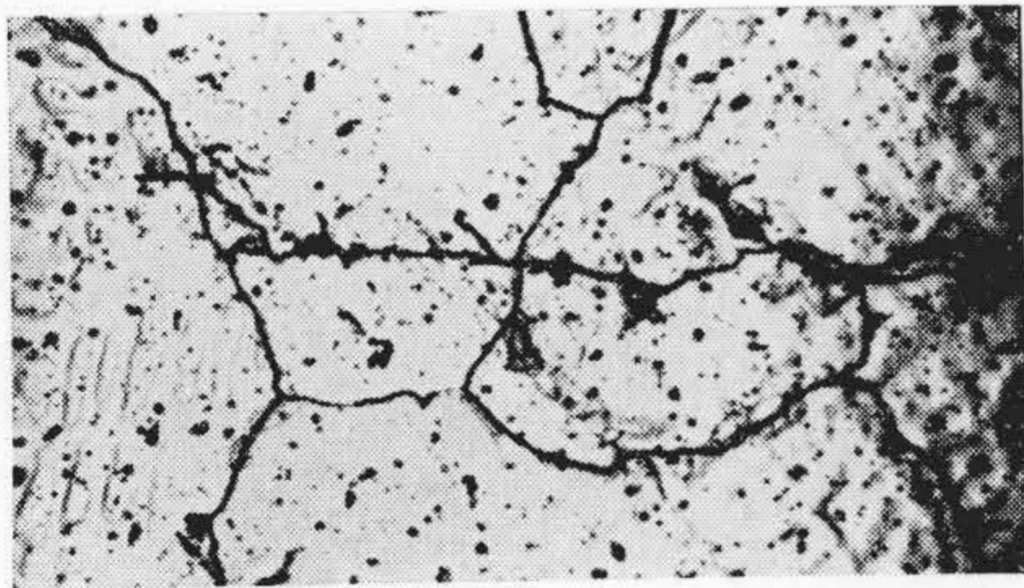
18-8および19-8熔接部に主として発生して亀裂の位置



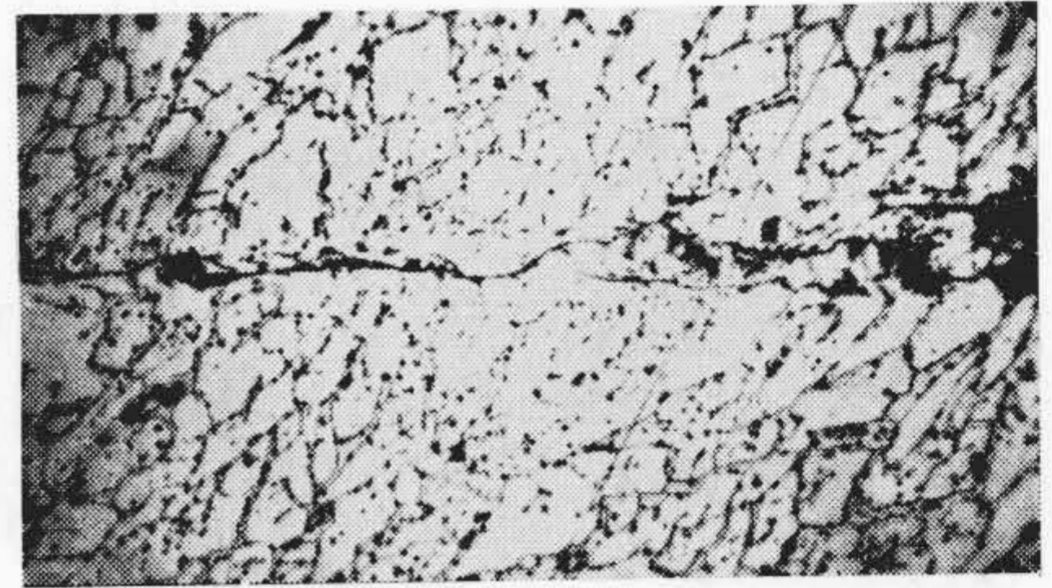
19-8 熔接部における熔着鋼部破断面の一例 ×3



19-8 熔接部における境界部破断面の一例 ×3



18-8 熔着鋼部の亀裂発生状況 ×300



23-8 熔着鋼部の亀裂発生状況 ×300

第17図 熔接部疲労試験片に発生した亀裂

Fig.17. Crack at Welded Part after Fatigue Test

まず AWS 方式<sup>(4)</sup>で多層盛した熔着鋼を採取し、熔接のままのもの、650°C および 800°C で各 100 時間処理したもの、1,100°C 2 時間溶体化処理のもの、ならびに溶体化処理後 650°C および 800°C で各 100 時間処理したもの計 6 種について組織と硬さを調べた。

第18図(次頁参照)は 19-8 の組織、第19図(次頁参照)は 23-8 の組織、第20図(次頁参照)はそれらの硬さ変化を示す。第16図の組織に比べてフェライト樹状晶の形が異なるのは多層盛の熱影響にももので、接手熔接の場合にはこの程度の組織が大部分である。

さて 19-8 および 23-8 が 650°C 100 時間処理で硬さが熔接のままに比べて変りないのは、応力の減少による軟化と  $\sigma$  相の生成による硬化とが相殺するためと考えられる。特に 23-8 が 650°C 処理により熔接のままより磁性が弱くなり、800°C 処理で完全に非磁性になることは、いかにフェライトが  $\sigma$  相に変態しやすいかを示している。しかし 19-8 ではこの程度の処理によつてフェライトが完全に  $\sigma$  相になることはない。なお熔着鋼を溶体化処理後さらに 650°C 処理すると、23-8 では



の共析変態の様相がよくわかるし、一方 19-8 ではフェ

ライト量が著しく減少するとともに、オーステナイト粒界が明瞭になつてくる。

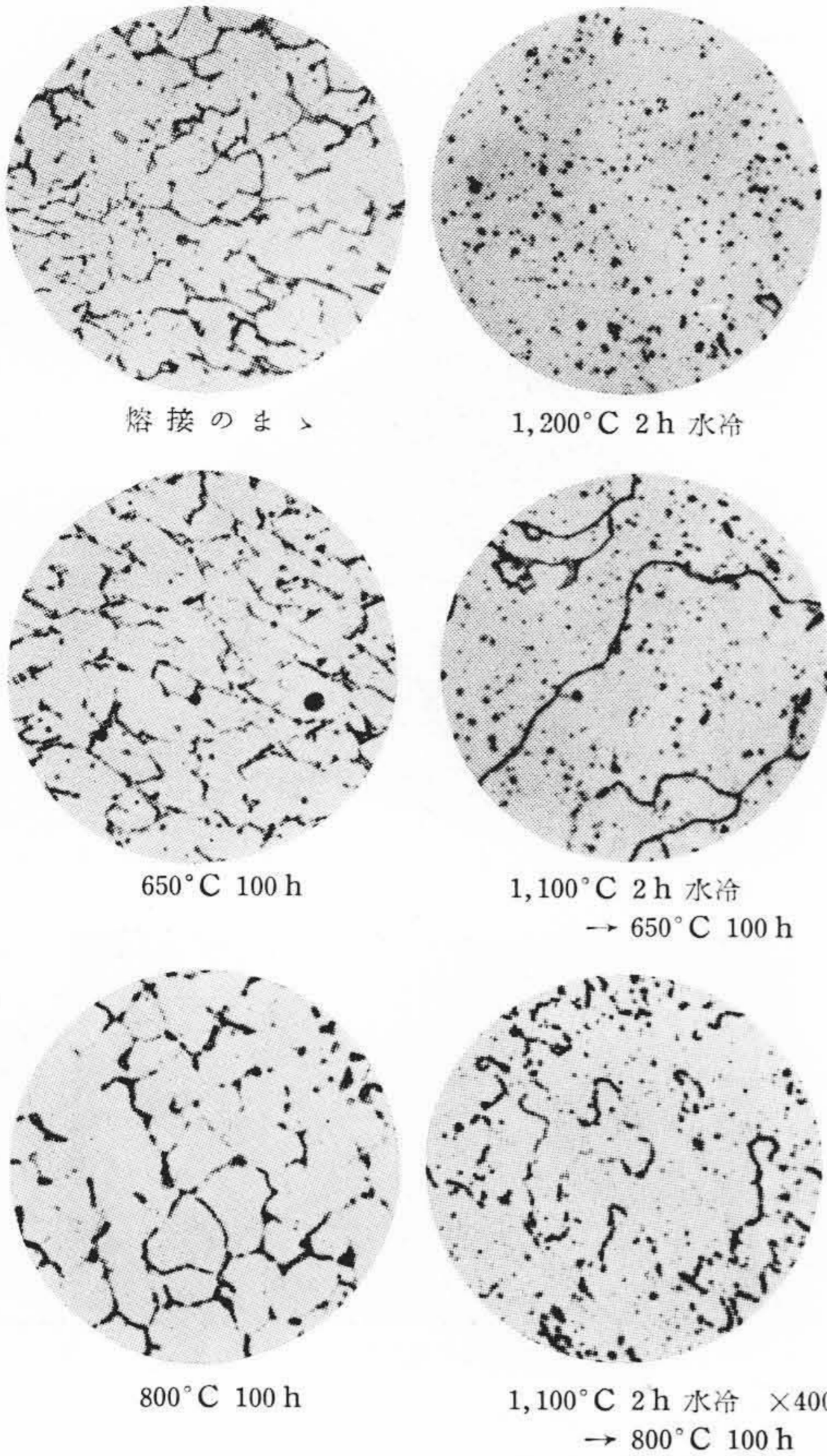
したがつて 19-8 ではフェライトが結晶粒を微細化したり、方向性を著しく軽減するのではなく樹状晶の形状に影響するので、見掛け上結晶粒の微細化あるいは方向性の軽減と同じ効果を機械的性質の上に与えるものであることがわかる。

さて以上の結果より溶体化処理により樹状偏析を除去することが最も望ましいと予測されるが、実際問題としては不可能に近い場合が多い。また応力除去処理温度を高めることは、母材の強度あるいは靱性は別として、熔着鋼にフェライトが多い場合には  $\sigma$  相の増加が当然考えられるので 23-8 のような場合にはできない。

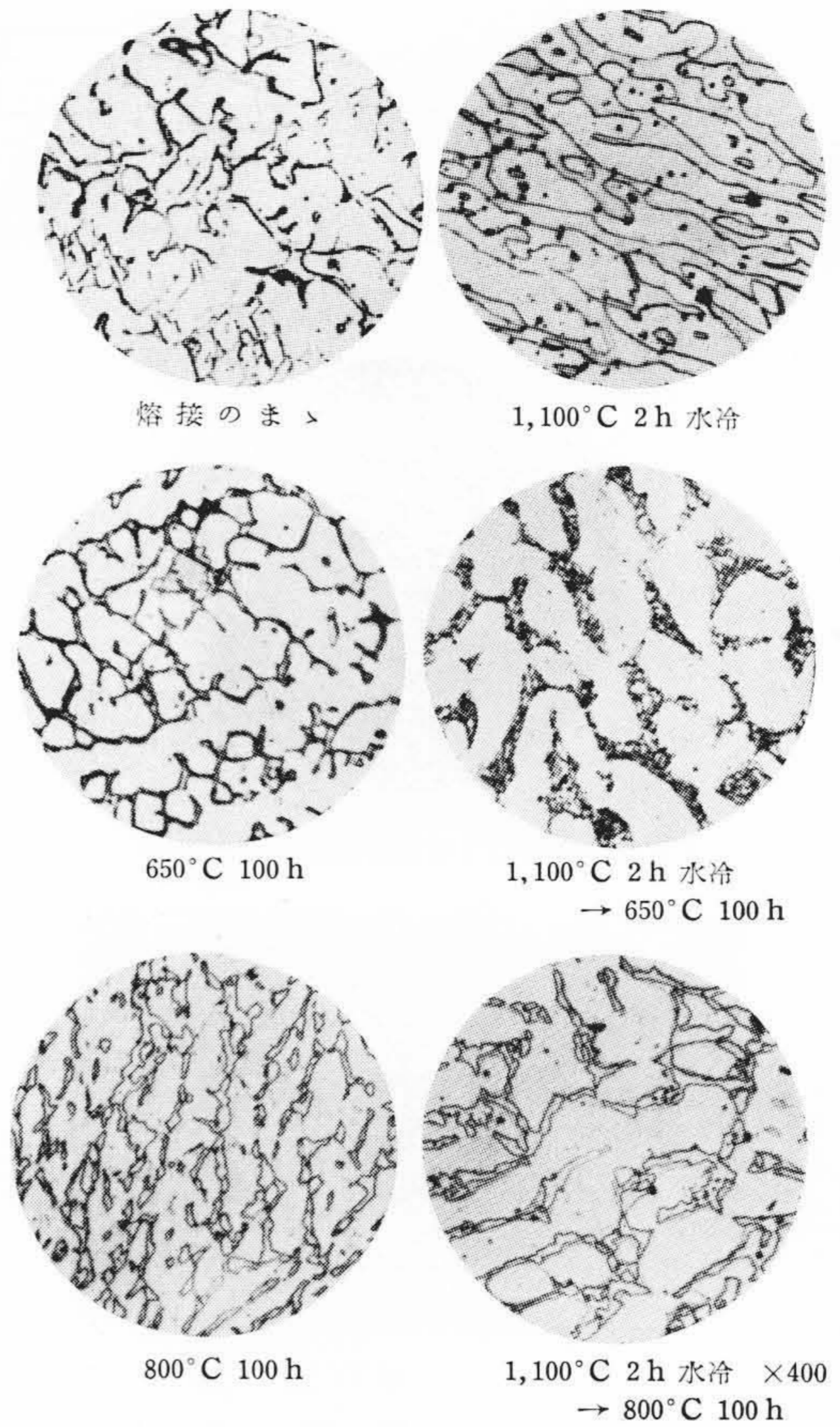
しかし 19-8 程度では温度を高めるほどフェライトの減少を伴うので、 $\sigma$  相の生成による脆化はあまり心配する必要はない。

### [VII] 熔接亀裂性

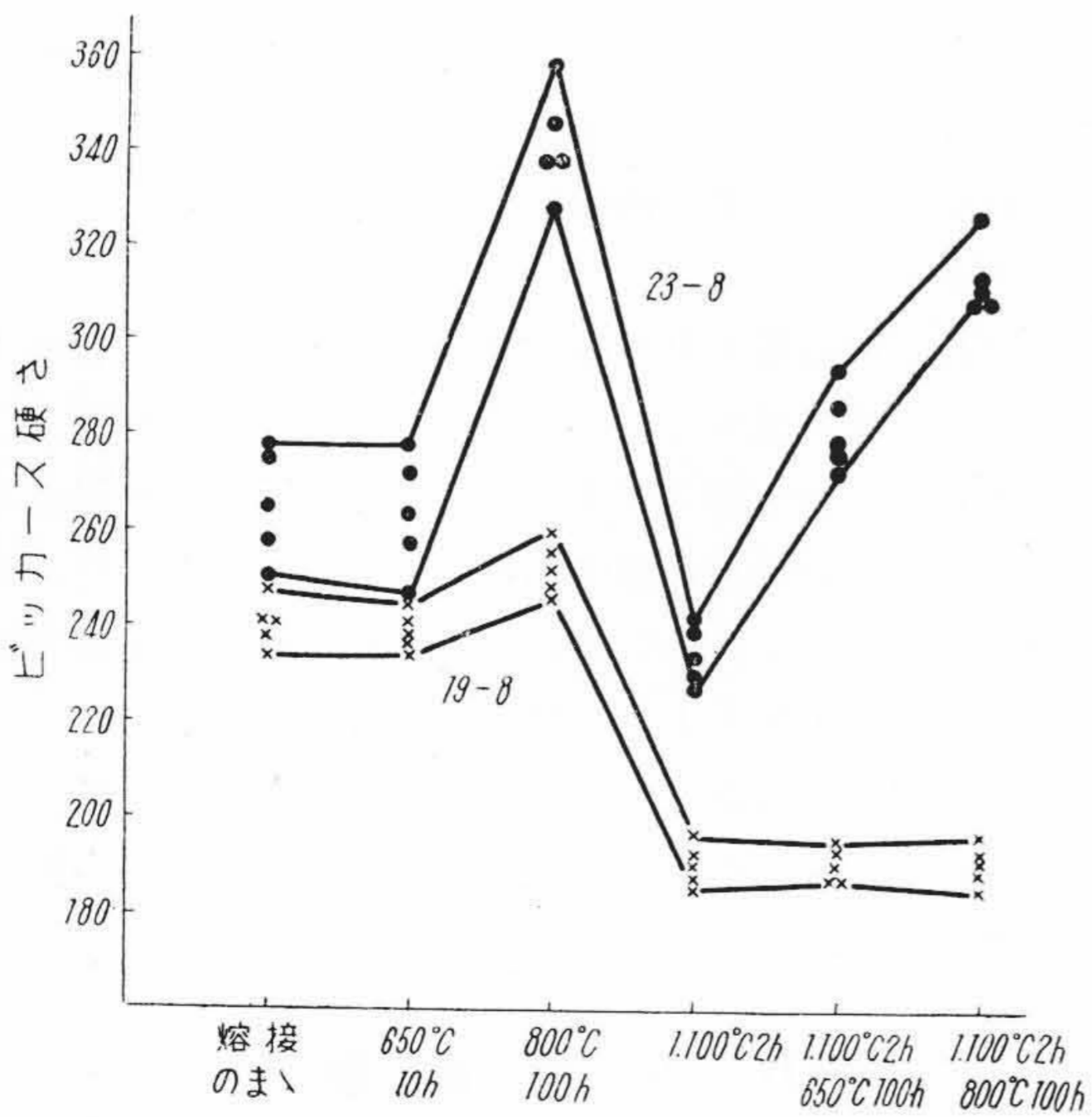
オーステナイト鋼熔接棒は亀裂を生じやすい<sup>(5)</sup>ので、鉄研式軟鋼板製スリット型<sup>(6)</sup>による亀裂性試験を行つた。この試験方法が熔着鋼の軟鋼による稀釈を考えた場



第18図 19-8 熔着鋼の熱処理による組織変化  
Fig. 18. Structural Change of 19-8 Welded Metal due to Heat Treatment



第19図 23-8 熔着鋼の熱処理による組織変化  
Fig. 19. Structural Change of 23-8 Welded Metal due to Heat Treatment

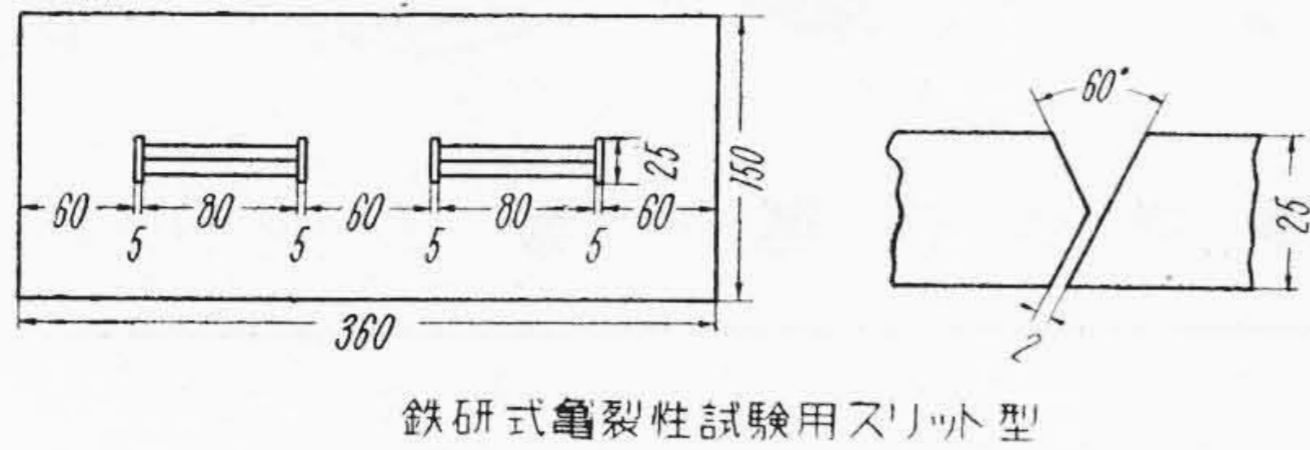


第20図 熱処理による熔着鋼の硬さ変化  
Fig. 20. Hardness Change of Welded Metals by Heat Treatment

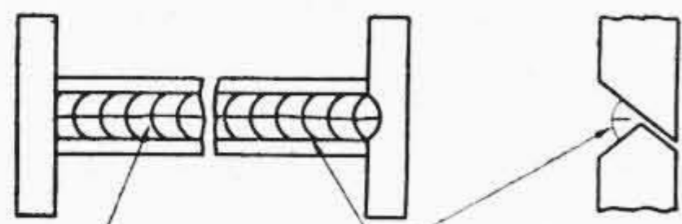
合、適当であるか否かには問題もあろうが、簡便な方法であるのであえて採用した。第21図は試験の要領および亀裂発生の概要を示す。完全オーステナイトの16-25-6および18-8では熔接ビードの始端から終端まで連続した亀裂が発生したが、19-8および23-8では全然生じなかつた。この試験法はきわめて苛酷であるので、ビードに亀裂が生じたことを以て使用不可との判定を下すことは早計であるが、亀裂を生じない方が熔接作業性がよいということはいえる。

このようにフェライトの存在する熔着鋼の亀裂感受性が小さくなることは凝固完了前におけるフェライト樹状品の網状発達により、またそれと同時に完全オーステナイト熔着鋼の亀裂でよく問題にされる脱酸生成物、主として低融点珪酸塩の粒界析出が、フェライトの存在による粒界面の増大で分散されることによつて、凝固時の著しい収縮応力に耐えられるようになるためであり、したがつてフェライトが少くなるにつれて亀裂感受性は大きくなるものと考えられる。





鉄研式亀裂性試験用スリット型



亀裂(16-25-6, 18-8) 熔接ビード

第21図 鉄研式熔着鋼亀裂性試験  
Fig.21. Crack Test of Welded Bead by Tekken Method

〔VIII〕 結 言

耐熱鋼 Timken's 16-25-6 熔接部の機械的性質におよぼす熔着鋼組織，主としてオーステナイト熔着鋼中のフェライトの影響について試験した結果を要約するとつぎの通りである。

(1) オーステナイト熔着鋼中に存在するフェライト

は 500°C 附近までの比較的低温では引張応力に対する強さを高くするが，600°C 以上では反対に低くなる。またフェライトは靱性を低下させる。

(2) フェライト量が適当であれば樹状晶の方向性を著しく軽減するので熔接部の疲れ強さを高くする。

(3) フェライトは熔接亀裂感度を小さくするがσ相に変態しやすいので，その量には限度がある。

終りに臨み，終始御指導御鞭撻を賜った村上武次郎博士，日立製作所日立研究所三浦所長ならびに小野健二博士に対し厚く御礼申し上げるとともに，実験に協力された小川卓三，永山幸の両氏に感謝する次第である。

参 考 文 献

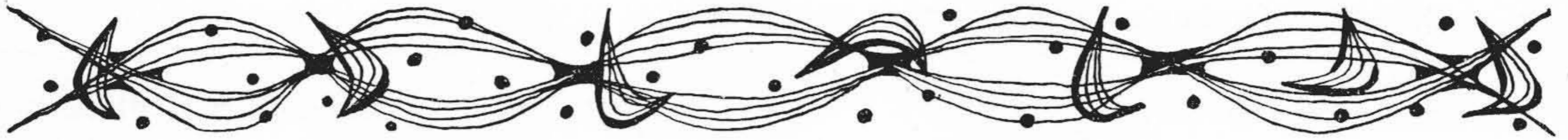
- (1) 小野,小川: 日立評論 35 109 (昭 28-5)
- (2) 小野,小川: 金属 23 419 (昭 28-6)
- (3) 小野,佐々木: 日立評論 36 1059 (昭29-6)
- (4) ASTM A298-48T, AWS A54-48T, Tentative Specifications for Corrosion Resisting Hhromium and Chromium Nickel Steel Welding Electrodes (1948)
- (5) W. R. Apblett and W. S. Pellini: Welding Journal 33 83 (1954)
- (6) 大谷,藤原: 熔接学会誌 16 239 (昭 13-5)

日立製作所々有鉄鋼金属関係特許一覽

(その 2)

(第 6 頁から続く)

特許番号	名 称	工場別	発 明 者
205212	インゴット運搬車	笠戸工場	青村 木田 喜師 六男
205221	鍛造機における駆動装置	笠戸工場	小 橋 吾 市
206859	砂型造型機における型抜用パイプレーターの停止装置	桑名工場	宇 津 巖
207412	球状黒鉛鑄鉄の製造方法	亀有工場	小谷 池口 敬 一実
207414	鑄型台車持上装置	桑名工場	宇森 津本 巖功
207416	白鉄のマレブル化焼鈍の難易判定方法	中央研究所	北柴 川田 則 公夫
208014	不銹鋼鑄造材のガス切断方法	日立工場	北 見 喜 次
208016	鑄造機械化設備	桑名工場	宇森 津本 巖功
208017	鑄型輸送装置	桑名工場	宇森 津本 巖功
208877	空気による漏洩検査装置	桑名工場	松兼 屋古 吉滝 郎士
209475	塑性体の歪度および強度試験装置	安来工場	中菊 村田 信光 夫男
210237	鋼塊起重機の巻上装置	亀有工場	山林 本 文 憲也
210887	注湯済鑄型積換装置	桑名工場	宇森 津本 巖功
210888	鑄型用重錘自動掛外装置	桑名工場	宇森 津本 巖功
213044	永久磁石鋼	安来工場	小西 柴沼 定輝 雄美
213610	歯車の高周波焼入法	亀有工場	南 郷 忠 勇



日立製作所所有鉄鋼関係商標一覧

(その1)

商標	登録番号	類別	指定商品
株式会社日立製作所	418689	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
	420757	7	他類に属せざる金属製品
	427019	17	他類に属せざる機械器具およびその各部
日立	149706	17	他類に属せざる機械器具およびその各部
	356630	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
	356631	7	他類に属せざる金属製品
HITACHI	452363	17	他類に属せざる機械器具およびその各部
日立 HITACHI	380734	8	利器および尖刃器
	267579	8	利器および尖刃器
	275724	17	他類に属せざる機械器具およびその各部
	356632	7	他類に属せざる金属製品
	356636	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
	52521	17	機械器具およびその各部一切
	52522	20	運搬用機械器具およびその各部一切
	52523	7	鋳物打物一切
ヤ ス キ	366591	19	農工器具
	369192	8	利器および尖刃器
	448799	6	鉄鋼その他本類に属する商品
安 来	299006	6	鉄鋼その他本類に属する商品
HALMAN ハ ル マ ン	316021	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
CRAL ク ラ ル	338305	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
青 紙	399633	7	他類に属せざる金属製品
	402070	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
黄 紙	399634	7	他類に属せざる金属製品
	402071	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
白 紙	399635	7	他類に属せざる金属製品
	402072	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
桃 紙	399636	7	他類に属せざる金属製品
	402073	6	他類に属せざる金属およびその半加工品
Y H B	456322	8	金切鋸刃
	456323	6	特殊鋼
	458285	17	ドリル, タップダイス, カッター
	458301	18	ゲージ類
D B C	463159	6	特殊鋼
NIKKALLOY ニ ッ カ ロ イ	464724	6	焼結金属および合金

(第26頁へ続く)