

## Mn-Mo 鋳鋼の熔接性

## Weldability of Mn-Mo Cast Steel

根 本 正\* 八 重 檉 敏 雄\*

Tadashi Nemoto

Toshio Yaegashi

## 内 容 梗 概

Mn-Mo 鋳鋼 (C 0.4%, Mn 1.4%, Mo 0.15%) の適正な熔接施工条件を見出すためその焼入性および熔接性について実験し下記の結果を得た。

- (1) 恒温変態図および連続冷却変態図を明らかにした結果、本鋼はきわめて焼入性が大であるが、500℃以下では比較的ベイナイト変態を生じやすい。
- (2) 熔接後室温まで冷却する施工法では予熱温度が400℃以下では熔接熱影響部の靱性は乏しい。
- (3) 熔接後ただちに後熱処理に移行すれば良好な熔接部が得られ、その場合冷却終止温度は200℃以上が望ましい。
- (4) 熔接後300~400℃で恒温処理後空冷すれば熱影響部はベイナイト組織となり、熔接後空冷したものに比較して靱性がすぐれている。
- (5) 拘束きれつ性試験によればきれつは200℃以下で生じ予熱温度が上昇するにしたがいその温度が低下する。また熔接棒種によってもきれつ感受性は異なる。

## 1. 緒 言

最近国内における産業機械関係の発展はめざましく、それに伴って熔接技術は著しく進歩改良されつつある。日立製作所内においても漸次製品の大形化ならびに生産原価の低減化のため高張力鋼、強靱鋼あるいは低合金鋳鋼などを用いた熔接構造物が製造せられている。一方これら低合金鋼の熔接に当っては十分その熔接性を調査し適切な現場作業方案を確立しなければならない。本報告ではその一例として熔接ギヤとして使われる Mn-Mo 鋳鋼 (C 0.4%, Mn 1.4%, Mo 0.15%) の熔接施工条件を見出すため、その焼入性を調査しついで種々の熔接実験を行った結果について報告する。

## 2. 焼 入 性

鋼の熔接で最も問題となるのは熔接熱により母材の熱影響部が著しく硬化してもろくなってこれがきれつの一因となることである。したがって熔接に当ってはこれら異常硬化部の出現を極力防止するような対策を施す必要がある。それにはまず母材の焼入性を調査し、熔接熱履歴に伴う母材の金相学的な変化を把握することが肝要である。そこでまず Mn-Mo 鋳鋼について焼入性を調査した。

## 2.1 試 料

第1表は試料の化学成分を示し幅630×長さ630×厚さ25mmの鋳鋼板を用いた。第2表は供試料の熱処理後の機械的性質を示すものである。

## 2.2 実験方法

- (1) 恒温変態図 10φ×15l および 5φ×70l の試片を用い最高加熱温度1,200℃より700℃以下の各変

\* 日立製作所多賀工場

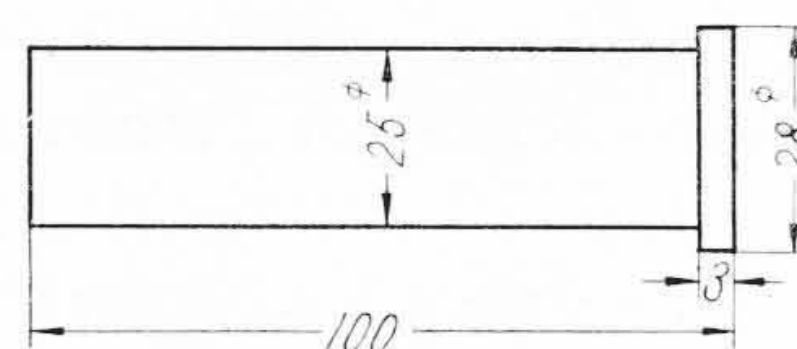
第1表 供試材の化学成分(%)および変態点(℃)

| T・C  | Si   | Mn   | Mo   | 変 態 点 (℃) |         |
|------|------|------|------|-----------|---------|
|      |      |      |      | 加 熱       | 冷 却     |
| 0.40 | 0.49 | 1.47 | 0.10 | 720~785   | 685~600 |

第2表 供試材の機械的性質

| 引張強さ<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | 降 伏 点<br>(kg/mm <sup>2</sup> ) | 伸 び<br>(%) | 絞 り<br>(%) | 衝 撃 値<br>(kg-m/cm <sup>2</sup> )<br>Vノッチ |
|-------------------------------|--------------------------------|------------|------------|------------------------------------------|
| 71.0                          | 44.5                           | 25.5       | 38.0       | 3.9 (室温)                                 |

(880℃→空冷→650℃×2時間焼戻し)



第1図 一端焼入試験片寸法 (mm)

態温度における保持時間による変態の様相を顕微鏡および磁気分析法により決定した(熔接を考慮した実験可能な最高温度をとった)。

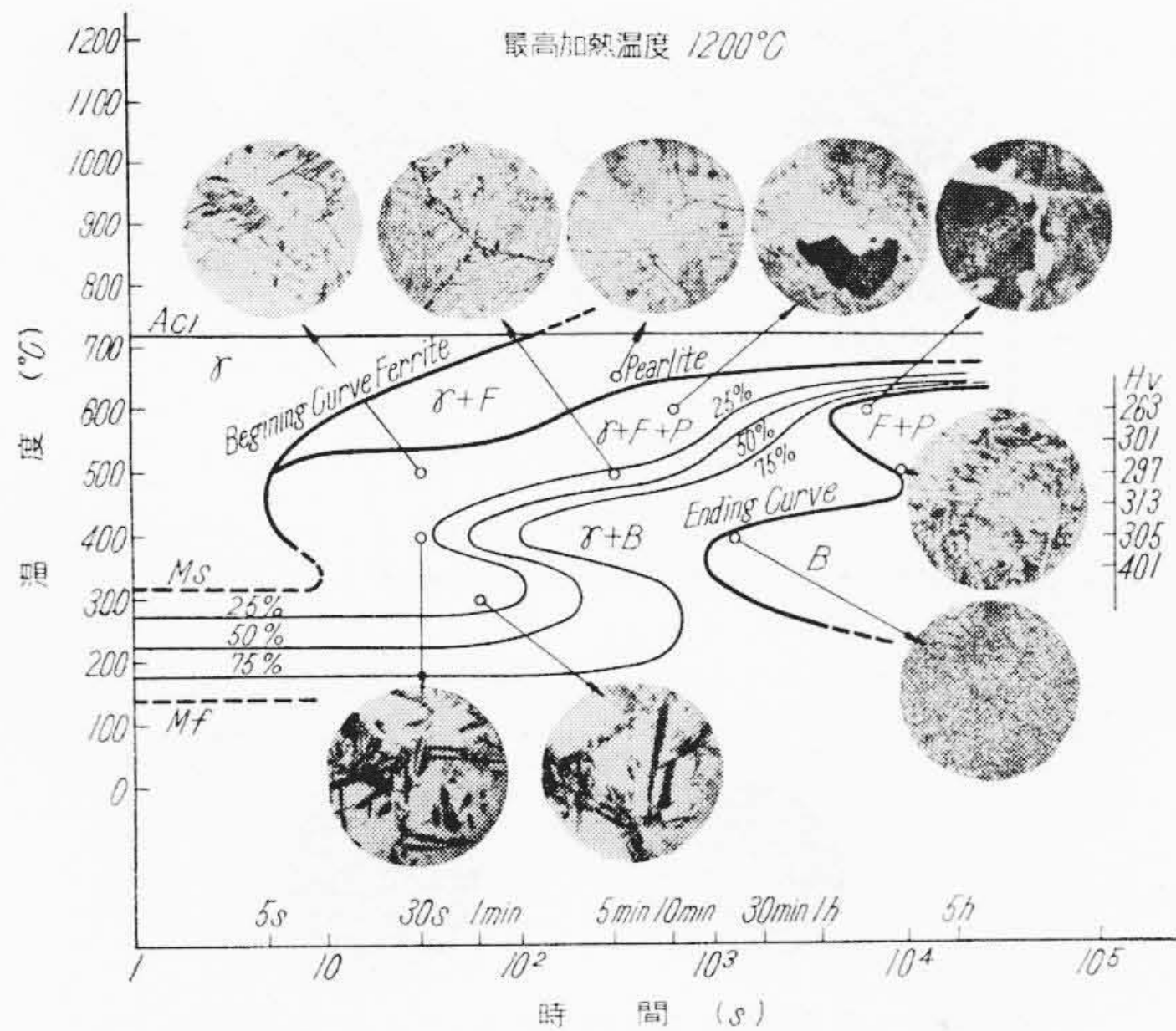
- (2) 連続冷却変態図 (CCT 曲線) 第1図に示す丸棒試験片を用い一端焼入法により最高加熱温度1,200℃よりの CCT 曲線を決定した。

- (3) 恒温処理→焼戻 変態温度400℃以下で種々の時間恒温保持後ただちに650℃に保持された管状電気炉中にそう入し同温度に2時間保持した場合(加熱速度30℃/min)などについて顕微鏡組織を調べγの変態過程を追求した。

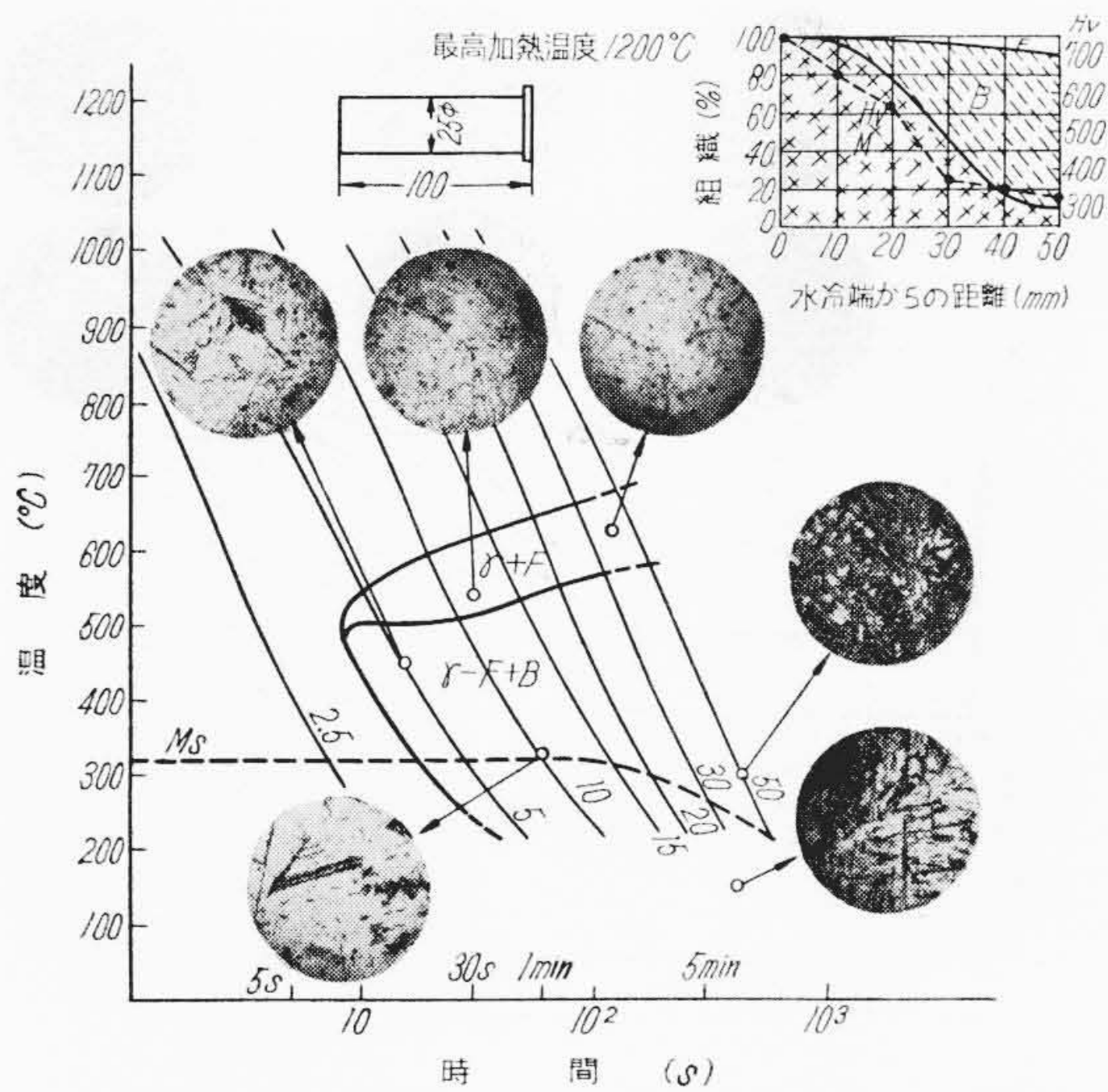
## 2.3 実験結果

- (1) 恒温変態図 第2図は恒温変態図である。図で Ms, Mf, 点400℃以下の変態量は佐藤式自記焼入試





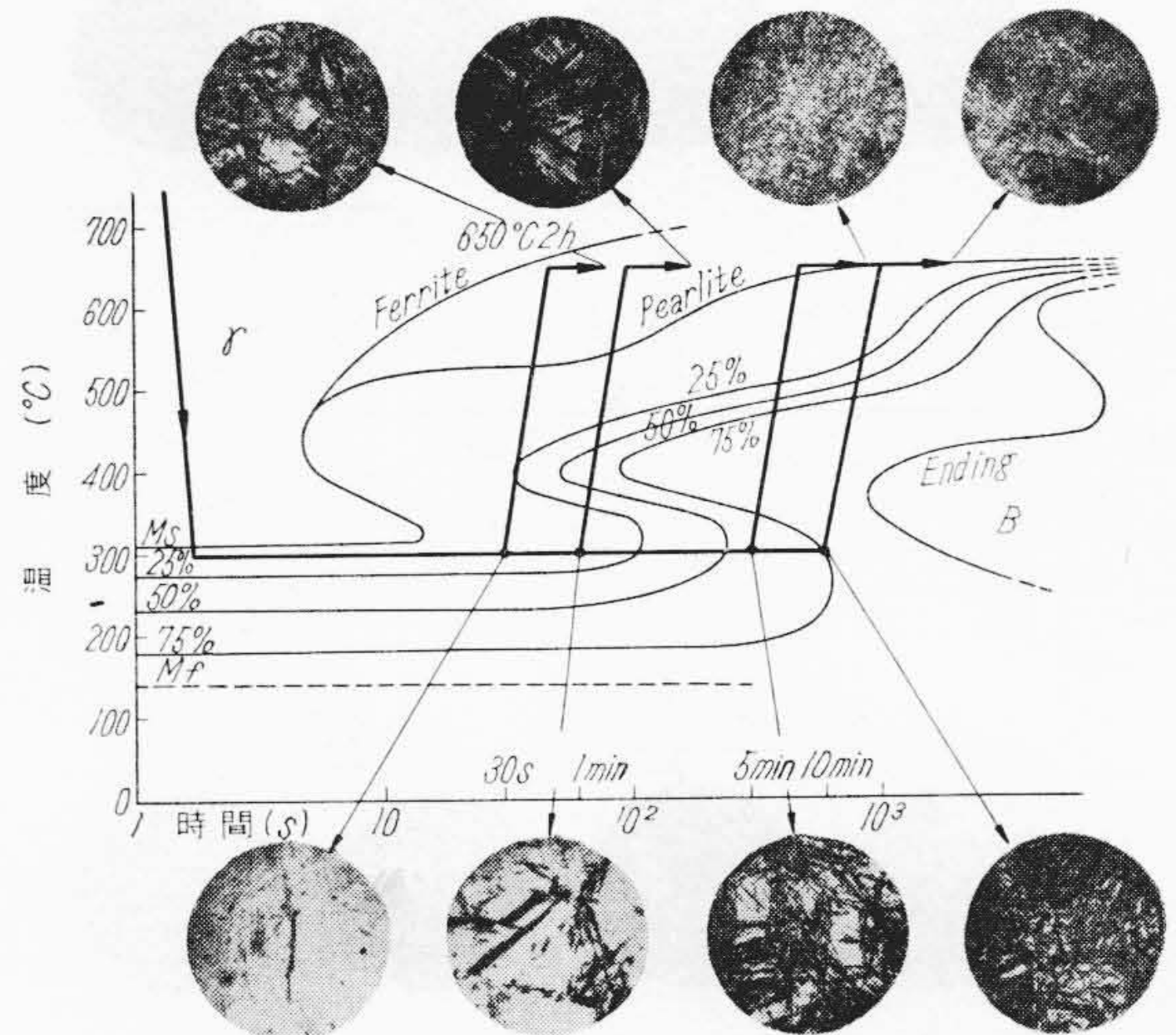
第2図 Mn-Mo 鋳鋼の恒温変態図



第3図 Mn-Mo 鋳鋼の CCT 曲線

試験機および磁気分析法により決定したものである。図からわかるように変態開始曲線は温度の高い範囲ではフェライトがパーライトに先行して現われ温度が低下すると両曲線は短時間側に移行し約 500°C で合致する。また変態曲線には 600°C と 400°C 付近とに 2 段のノーズが現われ 450~500°C では変態開始は早いが終了時間ももっともおそく、350°C 付近のベイナイト変態速度は大である。また Ms 点直下付近では各温度で瞬間的にマルテンサイトが生成するが、その後恒温保持すると未変態の  $\gamma$  はベイナイトに変態する。しかしそのベイナイト組織は温度が低くなるほど針状化しかたさも漸次大となっている。

(2) CCT 曲線 第3図は最高加熱温度 1,200°C よ

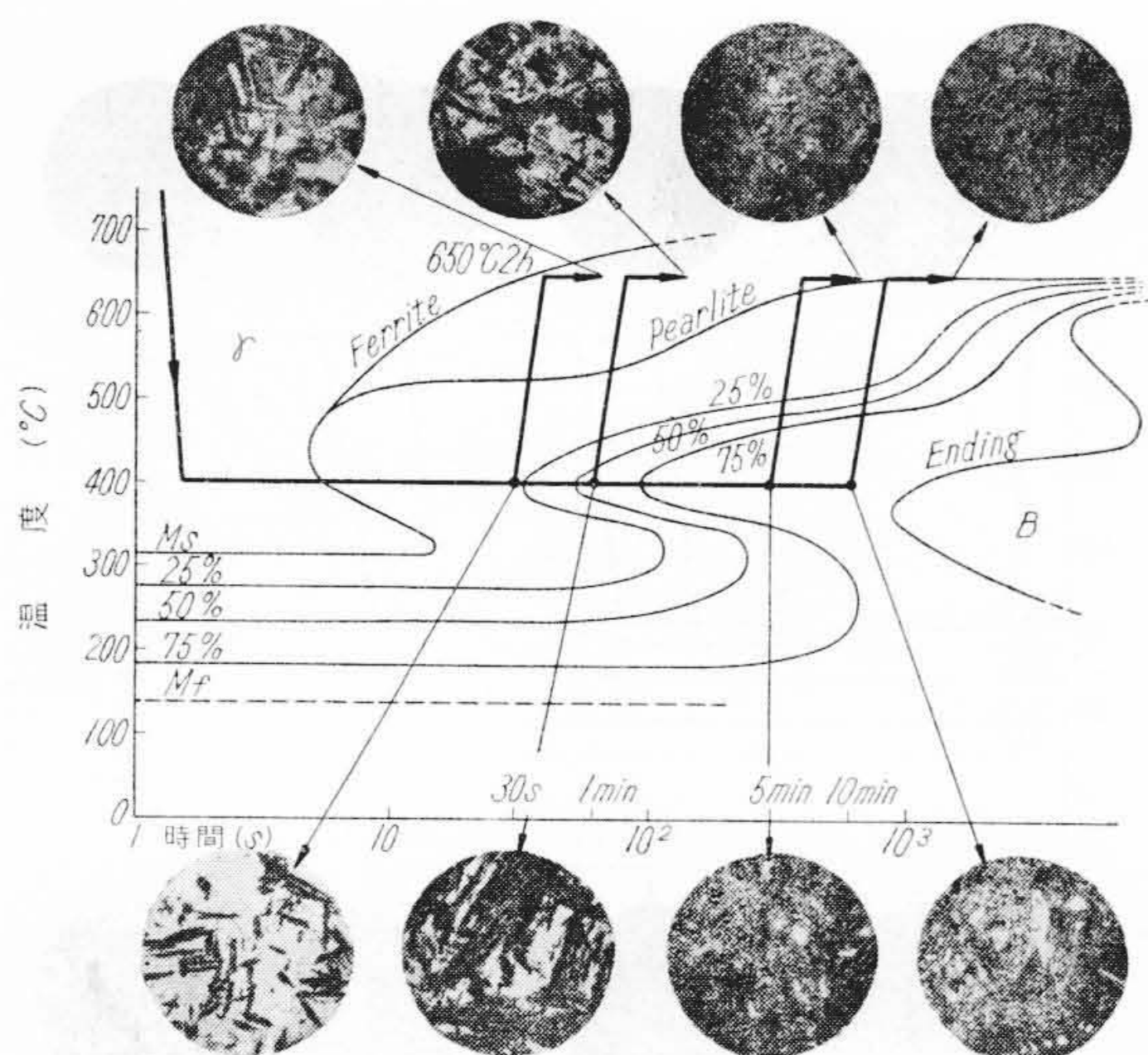


第4図 変態温度 400°C における保持時間と 650°C × 2 時間 焼戻後の組織変化

りの CCT 曲線である。図中の細線は一端焼入試験片の水冷端から各位置の冷却曲線を示し、また組織はそれぞれの温度から水冷後の組織を示す。また図の右上部には一端焼入後の水冷端からの距離と組織およびかたさとの関係が示してある。図によると水冷端から 3.5 mm 付近までは完全なマルテンサイトであるが、それより冷却速度がおそくなると粗大化した結晶粒界に沿ってまずフェライトが析出し、ついで約 500°C 以下でベイナイト変態を生ずる。これらは冷却速度がおそくなると漸次変態温度は上昇しその量を増す。また本試験法では水冷端より 50 mm の位置でも少量のフェライトとベイナイトおよびマルテンサイト組織でパーライトの析出はみられず焼入性がきわめて大であることがわかる。

(3) 恒温処理→焼戻 400°C 以下の各恒温変態温度で種々の時間恒温保持したのち 650°C に加熱した場合の  $\gamma$  の変態についてのべる。第4図は変態温度 400°C の場合である。図の下側の組織は 400°C における各保持時間より水冷したもので恒温変態過程を示し、上側は 400°C で恒温処理後 650°C × 2 時間 保持してから空冷した組織である。図からわかるように保持時間が 30 秒および 1 分の場合の 650°C における組織は、焼戻されたベイナイトのほかにフェライトおよびマルテンサイトが存在している。これは下側の組織からもわかるように保持時間が 1 分以内では未変態の  $\gamma$  が相当量残存しており、この一部が 650°C の恒温保持中にフェライトに変態したもので、また保持時間が 2 時間では恒温変態図からもわかるように変態が完了しないため、オーステナイトが 650°C からの空冷によってマルテンサイトに変態したものである。



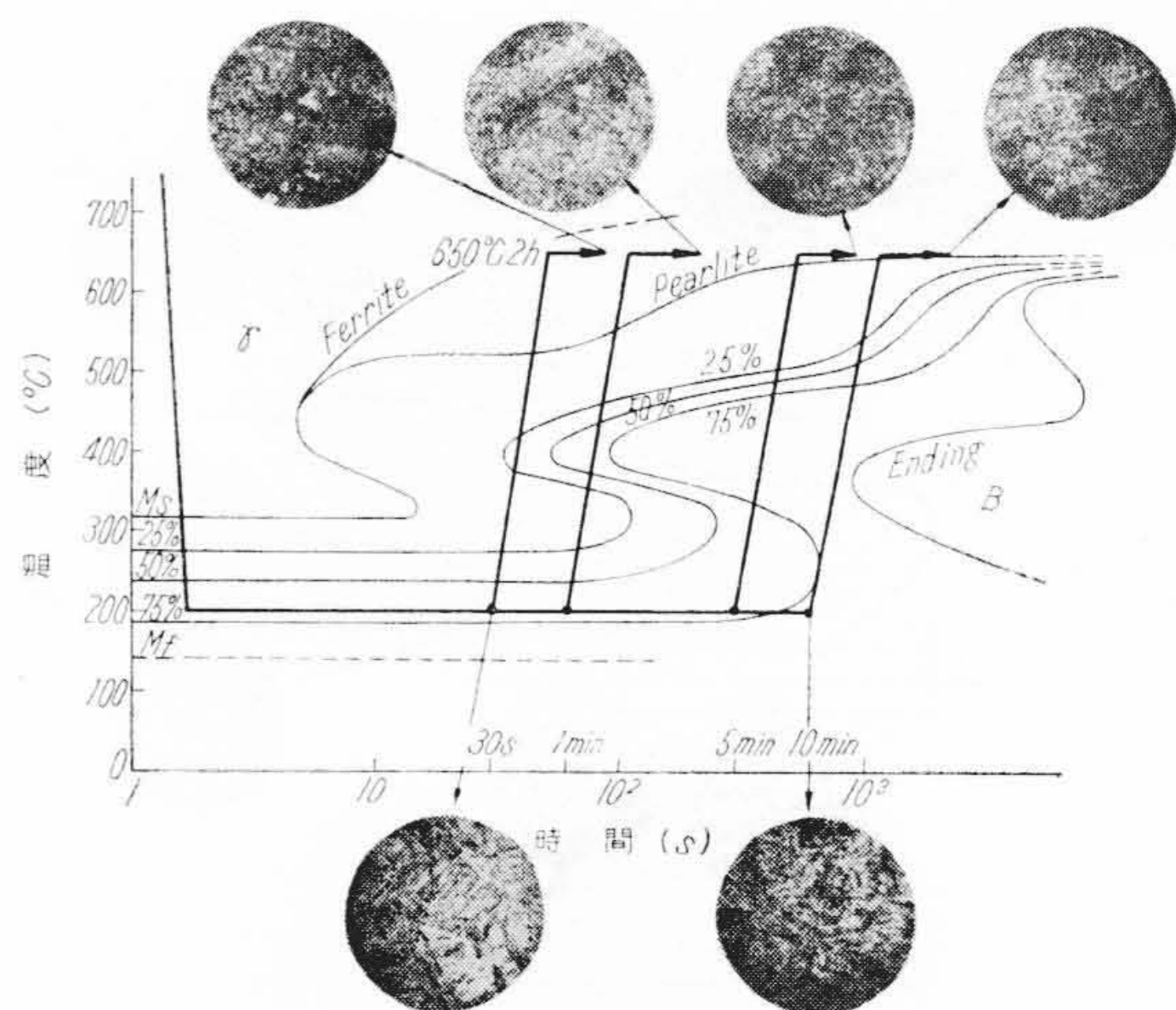


第5図 変態温度 300°C における保持時間と 650°C×2時間 焼戻後の組織変化

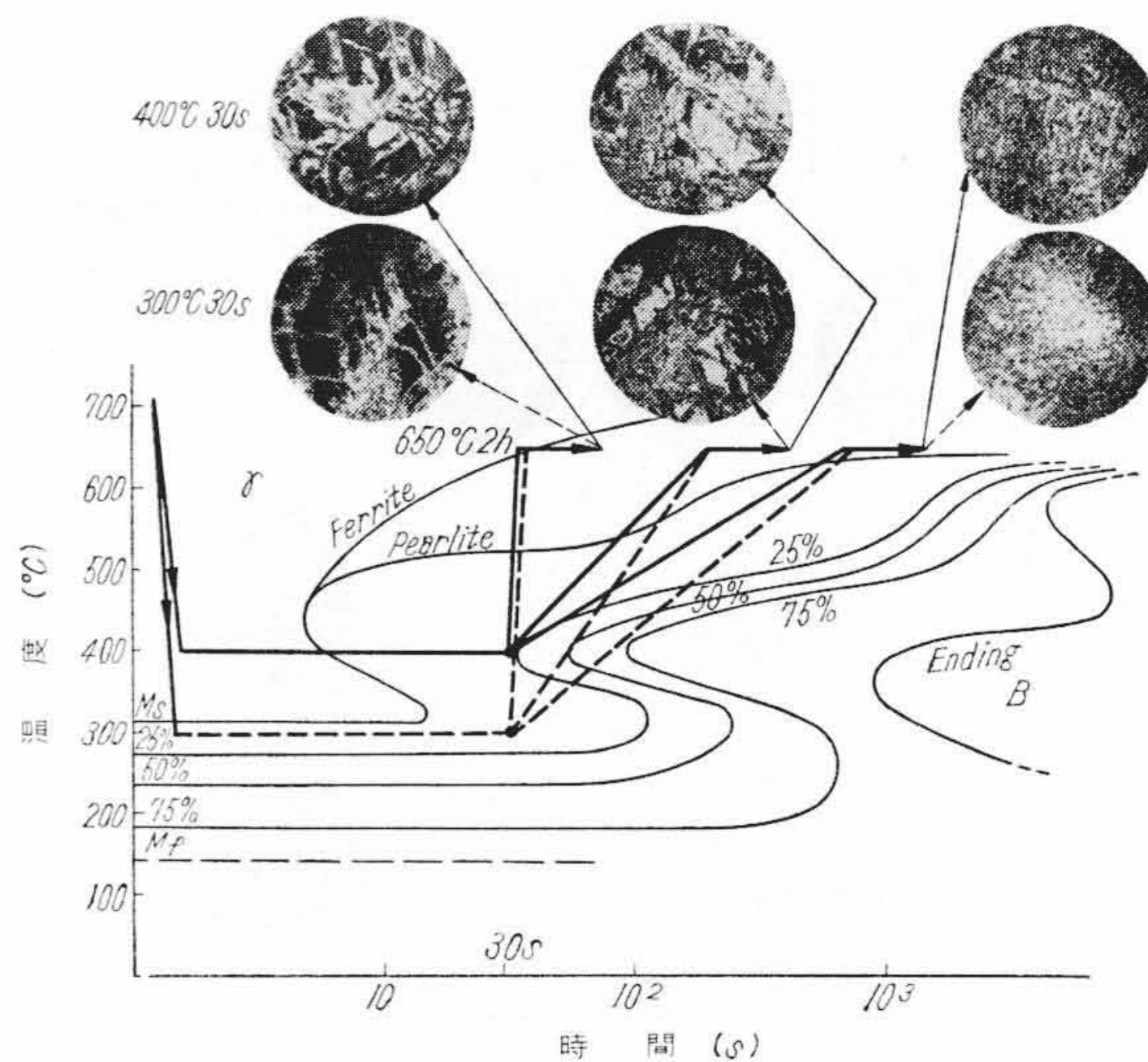
しかし保持時間が5分および10分の場合には未変態の $\gamma$ が多少残存するが、650°C×2時間保持した後はほぼ一様な焼戻組織となっている。また650°C×2時間保持後の焼戻ベイナイト量は各保持時間から水冷後のベイナイト量に比較して多いことは未変態の $\gamma$ が650°Cまでの昇温過程で一部変態したためである。次に第5図は変態温度が300°Cの場合の同様な組織変化で、変態速度は400°Cの場合に比較するとおそい。また保持時間が短い場合の組織変化は400°Cの場合と同様であるが、650°C×2時間保持した後のベイナイト量が400°Cの場合に比較して多いのは昇温過程において $\gamma \rightarrow$ ベイナイト変態が進行しやすいためである。次に第6図は変態温度が200°Cの場合である。この場合はマルテンサイト変態域であるので変態生成物の識別は困難である。また保持時間が30秒の場合には650°C×2時間保持してもまだ多少のフェライトおよびマルテンサイトが存在するが、1分以上では一様な焼戻組織である。

以上のことから変態温度が高く、また保持時間が短いものほど未変態の $\gamma$ は安定化の傾向を有することが知られる。

次に第7図は変態温度400°Cおよび300°Cに30秒保持したのち650°Cまでの加熱速度を300°C/min, 60°C/min, および5°C/minの3種に変えて恒温保持した場合の組織変化である。図によると加熱速度が300°C/minの場合には焼戻ベイナイト+フェライト+パーライト+マルテンサイトの混合組織である。すなわち650°Cまでの加熱速度が早いため未変態の $\gamma$ は加熱途中でほとんど変化せずに650°Cに持ちきたされ、同温度で恒温変態により大部分の $\gamma$ がフェライトおよびパーライトに変態したもので



第6図 変態温度 200°C における保持時間と 650°C×2時間 焼戻後の組織変化

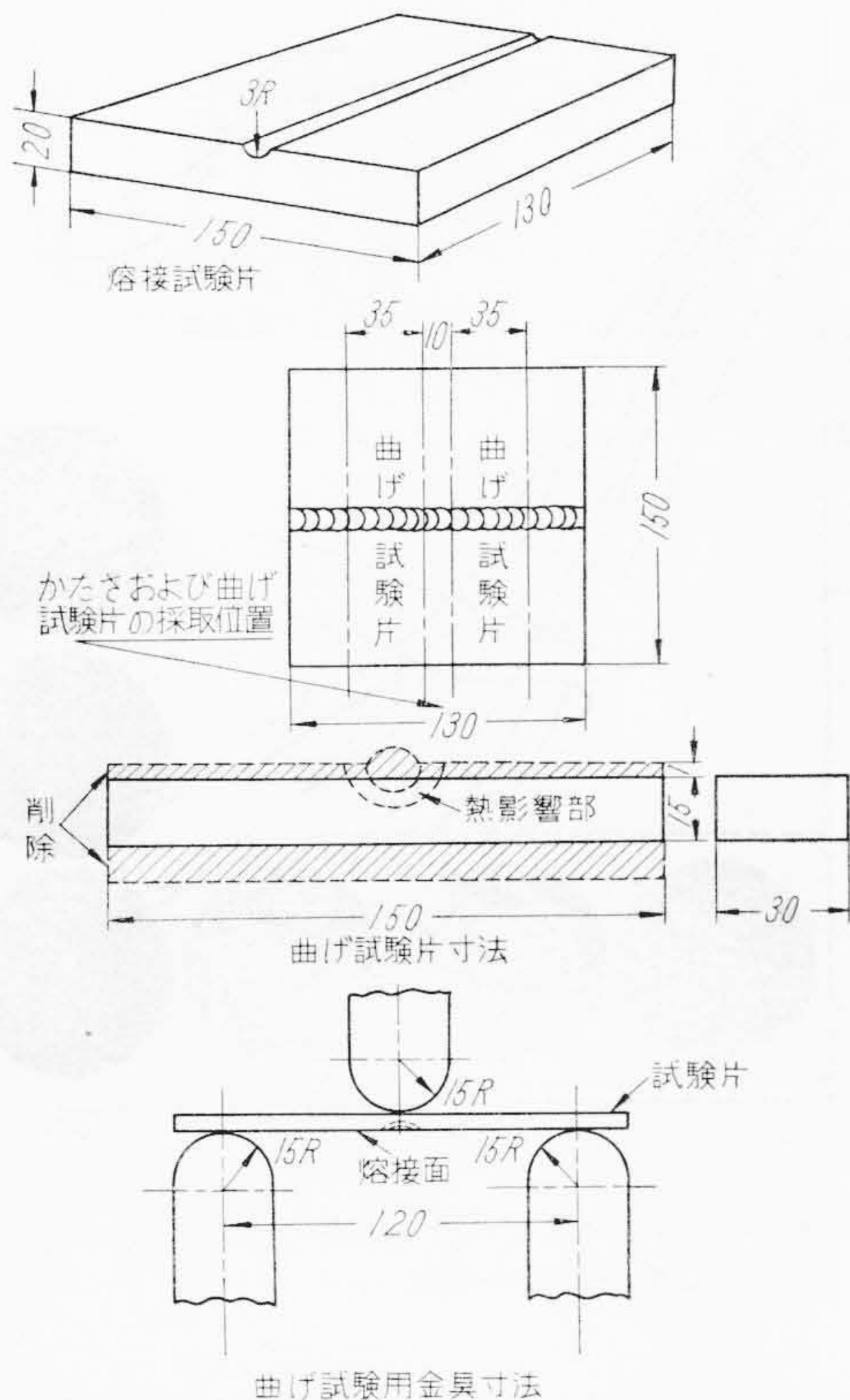


第7図 変態温度 400°C および 300°C に 30秒保持後 650°C までの加熱速度と組織変化

ある。しかるに加熱速度が60°C/minでは加熱途中で未変態 $\gamma$ が変態するためベイナイト量が多くなり、したがって650°Cで変態するオーステナイト量が減少している。さらに加熱速度がおそくなると(5°C/min)大部分の $\gamma$ が加熱過程で変態するので一様な焼戻組織となることが知られる。すなわちベイナイト変態域で未変態の $\gamma$ が多量に存在していても650°Cまでの加熱速度がおそければ $\gamma$ は容易に分解し650°C×2時間保持後は一様な焼戻組織が得られる。

以上のことから熔接の際に予熱して熔接後ただちに650°Cの後熱処理に移行する場合の熱影響部の変態過程を推察することができる。





第8図 単層熔接試験要領

### 3. 熔 接 性

#### 3.1 試 料

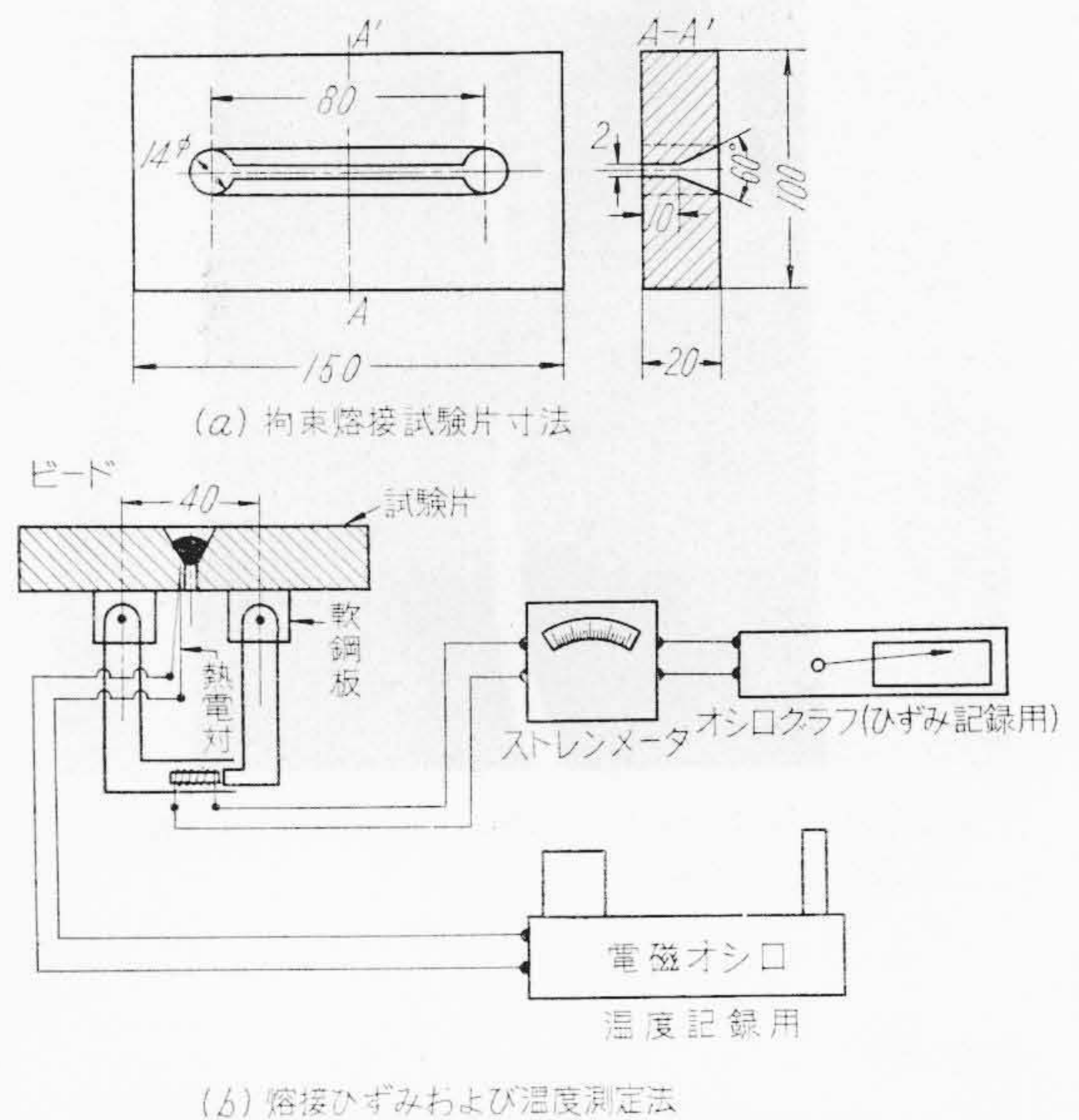
熔接性を調査するために用いた試料は  $130 \times 250 \times 50$  mm厚さの鋳鋼片で第3表はその化学成分を示す。

#### 3.2 実験方法

(1) 熔接施工条件と熔接部の諸性質 まず調質された鋳鋼片から第8図上段に示す熔接試験片を採取し3Rの開先部に単層熔接を行った(交流160A熔接速度160mm/分、使用熔接棒はあらかじめ適正熔接棒の調査を行って低水素系の1.5Cr-0.5Mo鋼4φ棒を使用した)。その場合まず予熱温度を室温 $\sim$ 450 $^{\circ}$ Cに変えて単層熔接後放冷した場合、200, 300, および400 $^{\circ}$ Cに予熱し熔接後予熱温度に相当する温度まで冷却してからただちに650 $^{\circ}$ C $\times$ 2時間の後熱処理を行った場合、さらに各温度で予熱して熔接後予熱温度と同じ温度まで冷却し各温度で2時間恒温保持後空冷した場合の3方法で熔接の実験を行った。なお熔接中の温度は試験片の中央で3R開先底部の直下1mmまで裏側から孔をあけ熱電対の先端をそう入して測温した。熔接完了後は第8図中段の位置からかたさおよび曲げ試験片を採取し、曲げ試験片は熔接面から1mm切削して厚さ15mm、幅30mmとして第8図

第3表 供試材(熔接用)の化学成分(%)

| T・C  | Si   | Mn   | Mo   |
|------|------|------|------|
| 0.38 | 0.47 | 1.48 | 0.19 |

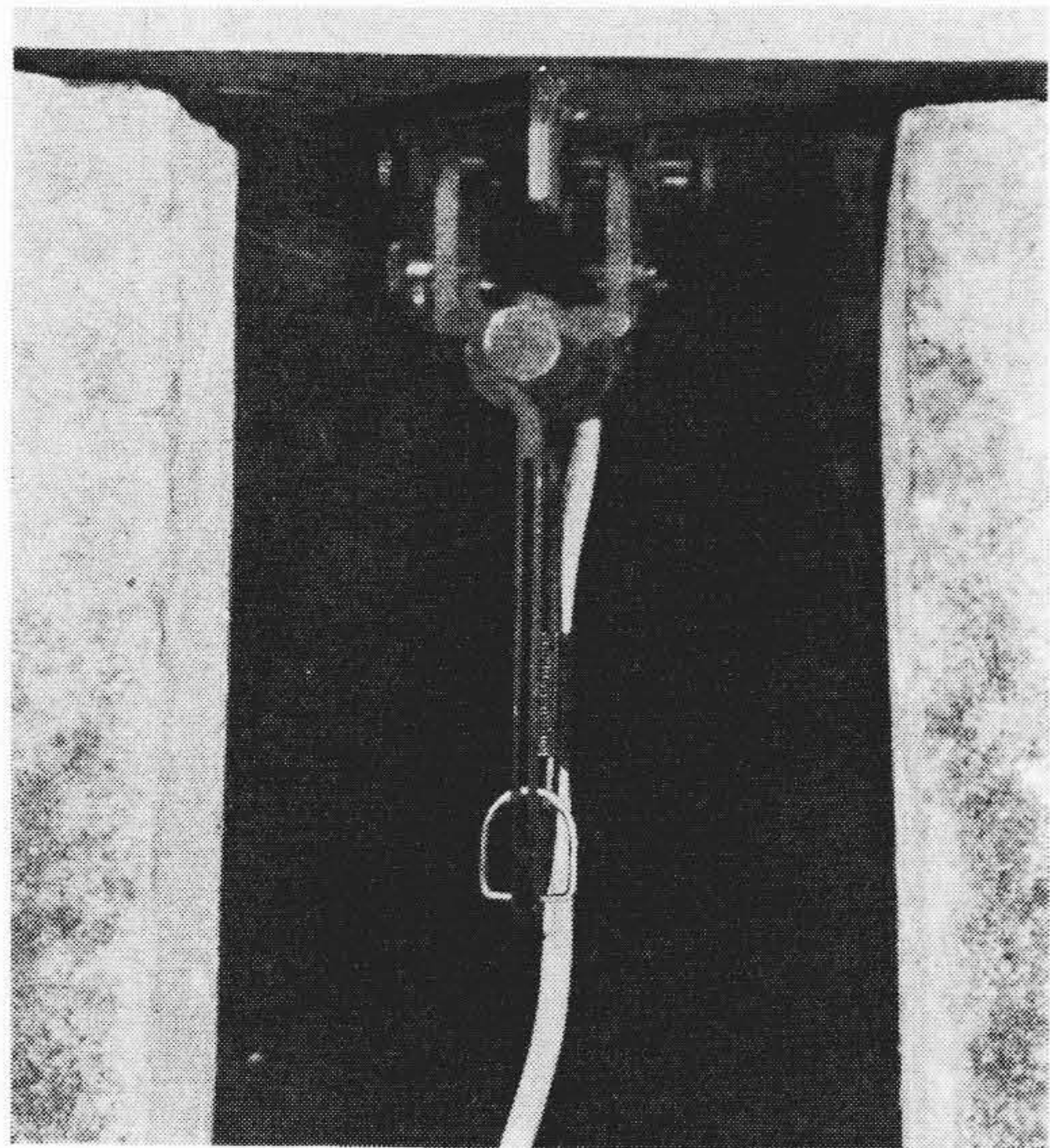


第9図 拘束きれつ性試験方法 (単位 mm)

下段に示す金具を用いて曲げ試験を行い熔接条件と熔接部のじん性を比較検討した。

(2) 拘束きれつ性試験 実際の熔接構造物にあっては大部分が拘束のもとで熔接されるので熔接部は局部的な熔接応力の外に拘束応力が作用し、これがしばしばきれつを誘発する一因ともなる。ましてかかる低合金鋼にあっては異常硬化部の出現によってさらにきれつ感受性を増す恐れがある。そこで拘束状態で熔接した場合のきれつ感受性あるいはきれつ発生温度を把握すれば適正熔接条件を容易に選定しうると考えられる。第9図はリーハイ形のきれつ性試験片を用い同図下段に示す要領で単層熔接時の変形量および熱影響部の温度変化を測定する方法を示す。すなわち試験片の裏側で熔接線の両側に  $30 \times 24 \times 4$  mm厚さの軟鋼板を仮付し、T社製のストレンメータの伸び検出器を第10図のように取り付け(標点距離40mm)熔接線と直角方向の膨脹および収縮の変化をストレンメータを通してペン書きオシログラフに記録せしめた。また一方熔接中の温度変化は試験片の裏側で2mm開先部の近傍で60度開先面直下まで孔をあけ熱電対をそう入し電磁オシログラフに連絡して測温した。以上の方法で熔接を開始してからの時間対長さおよび時間対温度の変化を記録した。熔接直後は収縮変形を示すが、きれつを生ずれば瞬間的な膨脹変化を生ずるから、その温度は容易に把握することができる。第11図は測定の





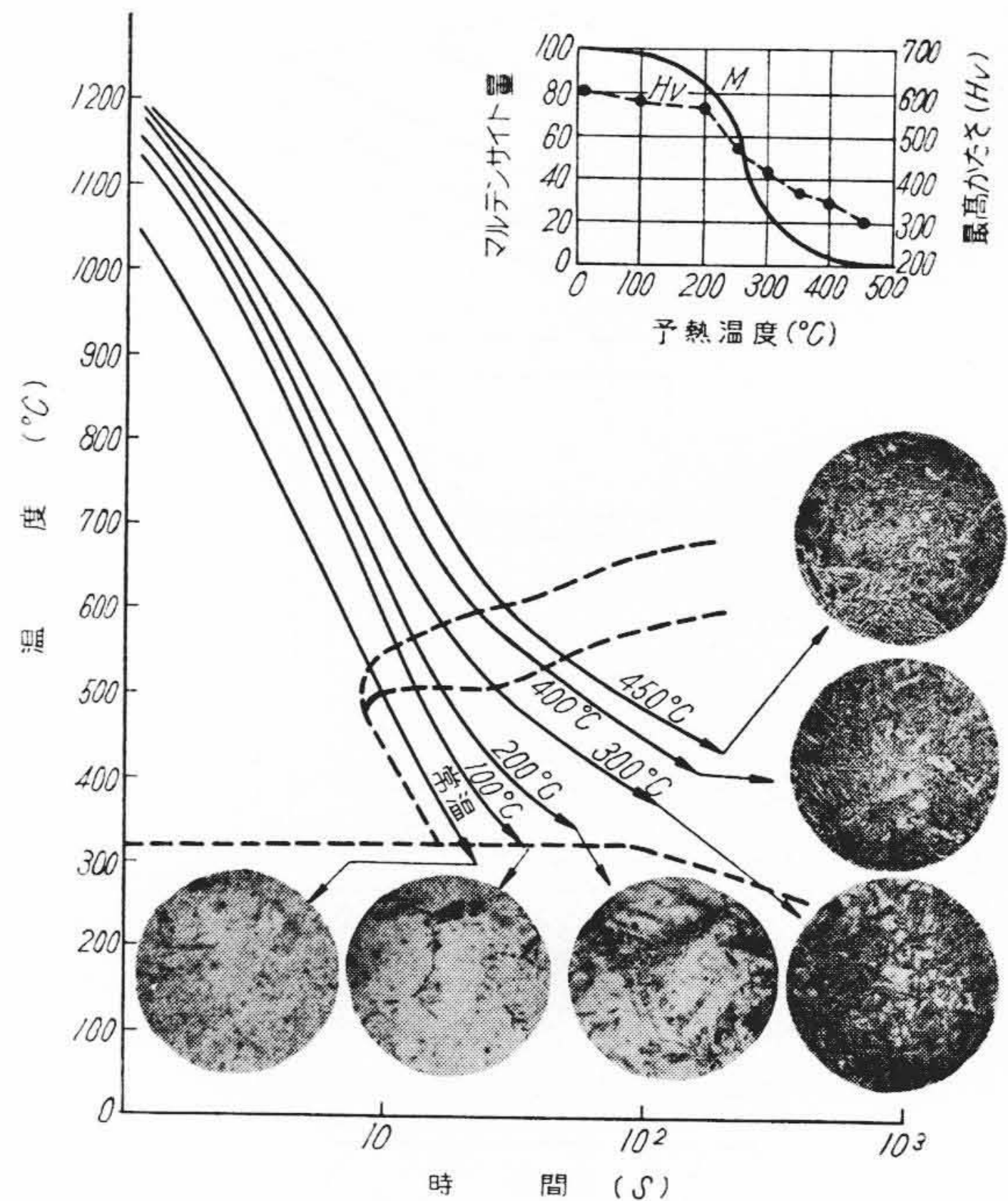
第10図 拘束きれつ性試験法における伸び検出器取付部の外観

一例を示す。

以上の方法で前記 1.5Cr-0.5Mo 鋼 4φ 棒のほかにはほぼ同一の性能を有するチタニヤ形の 1Cr 0.5Mo 鋼 4φ 棒を用い、予熱温度 100~300°C で熔接した時の長さおよび温度変化を測定し、予熱温度および熔接棒種による影響を調査した。また熔接後24時間経過してから熔接部を切断しきれつ発生状況を観察した。

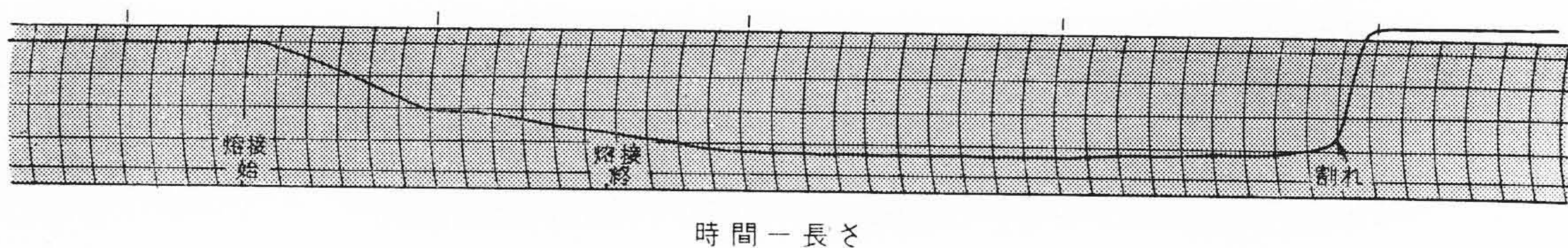
### 3.3 実験結果

(1) 熔接施工条件と熔接部の諸性質 まず第12図は各予熱温度で熔接したあと常温まで冷却した場合の熔接熱影響部の冷却曲線と組織との関係を示し(熔接中の

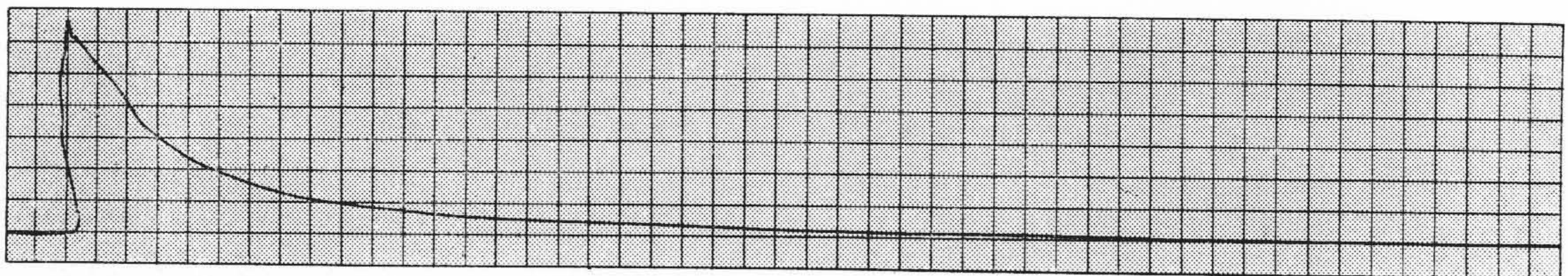


第12図 各予熱温度による熱影響部の冷却速度および顕微鏡組織の変化

最高到達温度はすべて 1,300°C 以上であるが CCT 曲線と対比するため冷却曲線は 1,200°C より求めた), 右上部に予熱温度と最高硬さおよびマルテンサイト量との関係を示した。また図中の点線は第3図の CCT 曲線である。図からわかるように予熱温度の上昇により熔接後の冷却曲線が長時間側に移行し、その組織は予熱なしの場合にはほとんどマルテンサイトのみであるのに対し、予熱温度が上昇すると漸次、フェライトおよびベイナイト



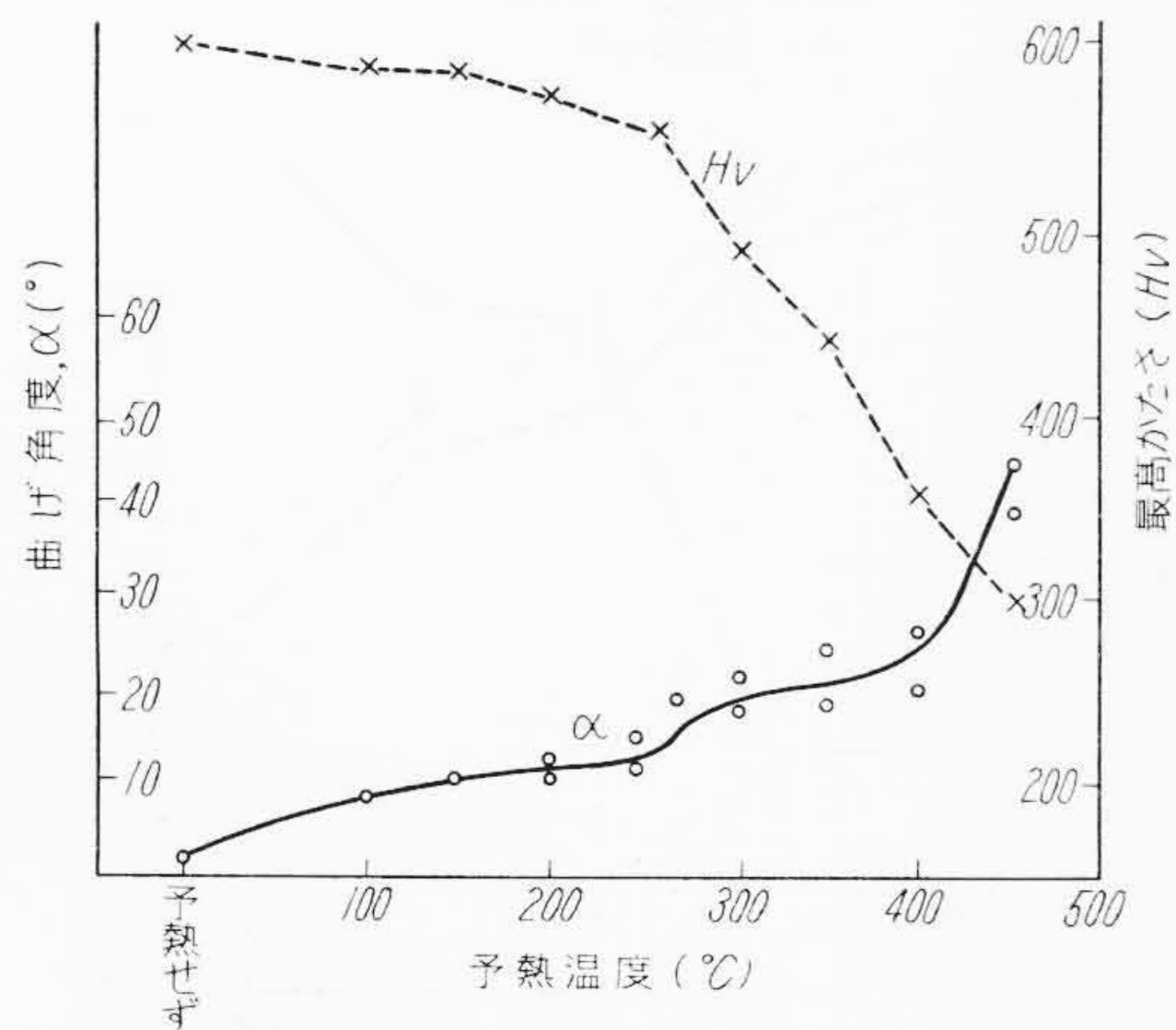
時間—長さ



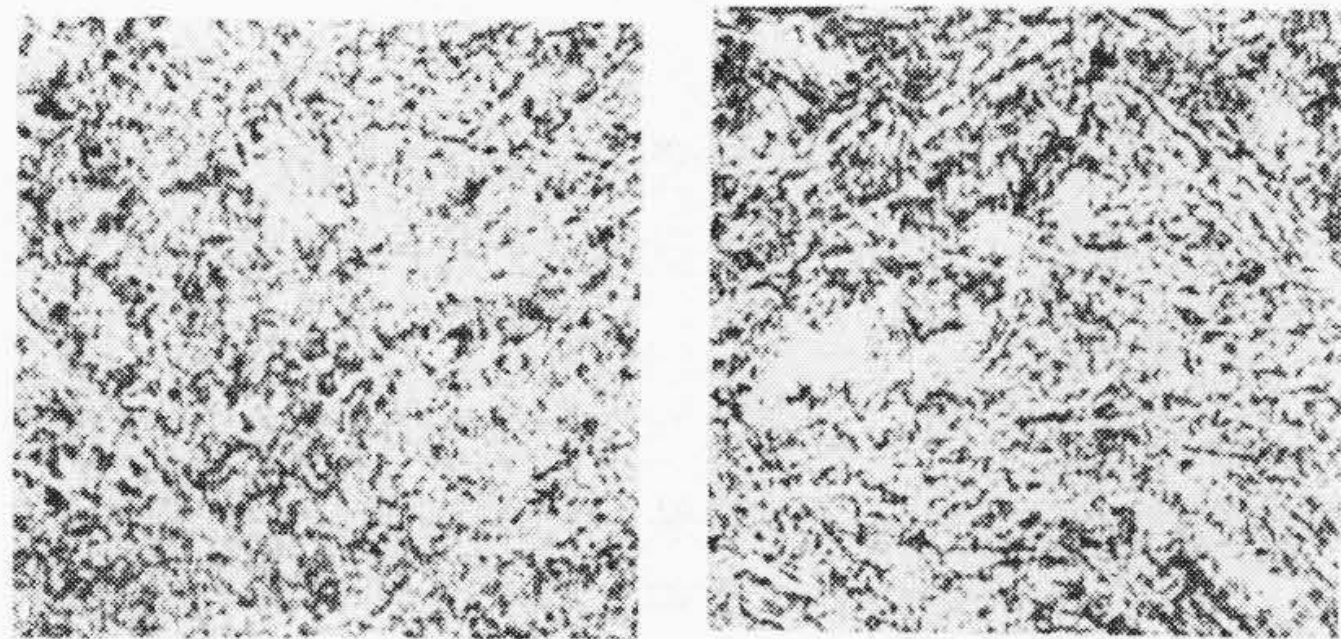
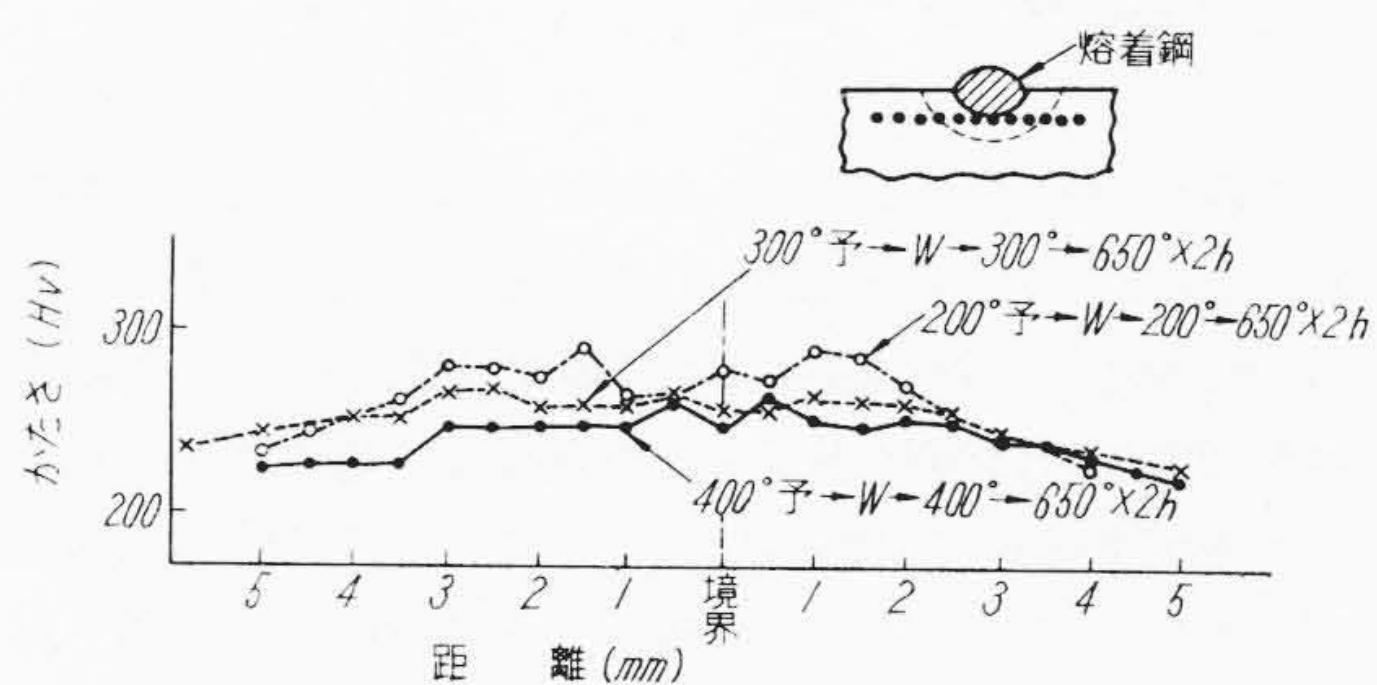
時間—温度

第11図 拘束きれつ性試験時の変形量および温度測定例





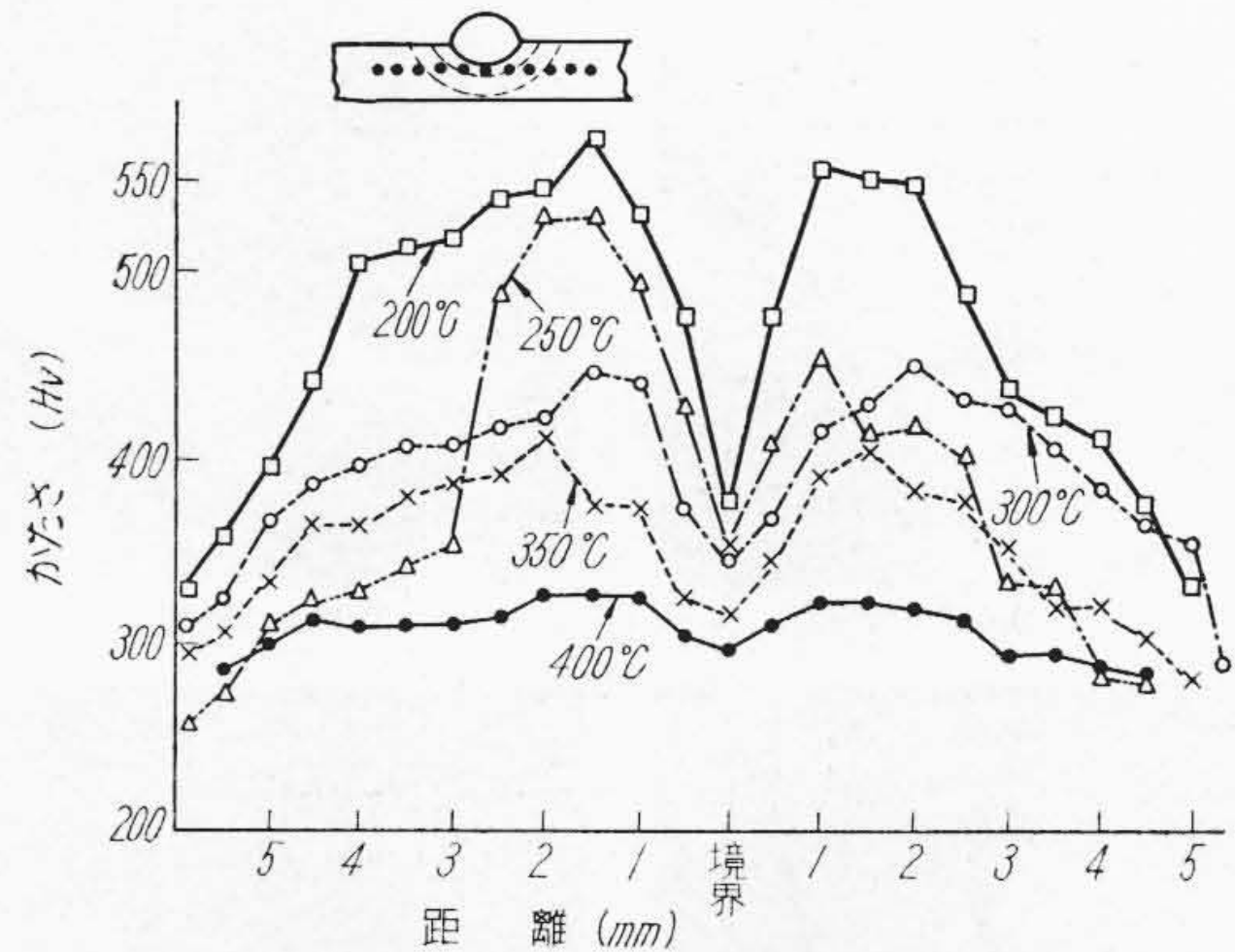
第13図 熔接部の曲げ試験結果



200°C 予熱 → W → 200°C → 650°C × 2時間 400°C 予熱 → W → 400°C → 650°C × 2時間

第14図 熔接後 650°C で後熱処理後の組織およびかたさ分布 (×360)

量が増し、かたさもそれにつれて減少する。これを CCT 曲線と対比してみると各冷却曲線ともフェライトおよびベイナイト変態領域を通過して常温に達するが予熱温度の上昇にしたがい CCT 曲線の右側で長時間側に位置しており予熱の効果が良く説明できる。また図から予熱温度が 400°C まではマルテンサイトが存在する。つぎに第 13 図は熔接部の曲げ試験結果で、きれつ発生までの曲げ角度および熱影響部の最高かたさを示している。図によると一般にきれつが発生するまでの曲げ角度は母材そのもののじん性が小さいため概して低く、予熱温度が 200°C 付近までは予熱の効果はほとんどみられず、きれつ発



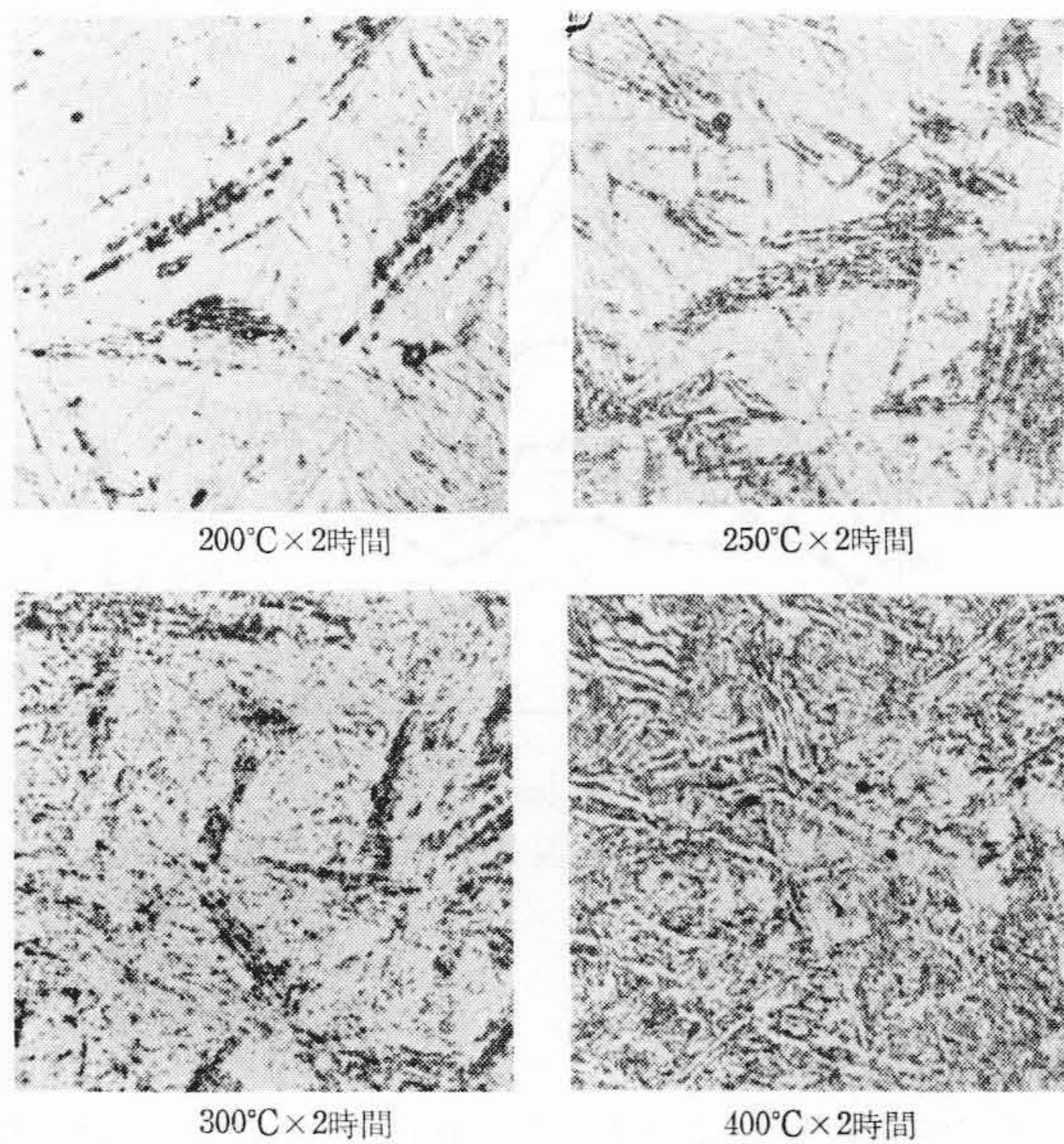
第15図 熔接後の恒温処理温度と熱影響部のかたさ分布

生と同時に破断している。しかし予熱温度が 250°C 以上になると曲げ角度はわずかに上昇し 450°C の予熱で曲げじん性の向上が大である。すなわち以上のことから熔接後常温まで放冷する施工法では予熱温度が 400°C でもマルテンサイトの出現は防止できず、したがって予熱温度をさらに高くしなければ熔接部のじん性の向上は期待できないことがわかる。

つぎに第 14 図は熔接後の冷却停止温度を予熱温度と一致せしめ、ただちに 650°C × 2 時間の後熱処理を行った場合のかたさおよび組織の変化である。熔接時の予熱温度が相違すれば冷却を停止した時にはそれぞれベイナイトあるいはマルテンサイトが生成され予熱温度が、低いほどマルテンサイト量が多いことは第 12 図からもわかるが、いずれも 650°C に後熱されるので焼戻しされかたさが減少している。しかし予熱温度が低いほど多少かたさが大となることはやはり冷却停止時の組織の相違が影響しているものと考えられる。いまこれらを曲げ試験によりそのじん性を比較してみると 200°C 予熱の場合には 80 度で破断したが、300 および 400°C で熔接したものは約 120 度まで曲げてもきれつは全然生じなかった。すなわち熔接後常温まで冷却せずにただちに後熱処理に移行すれば良好な熔接部が得られる。

つぎに第 15 図は熔接後各予熱温度まで冷却し各温度で 2 時間恒温保持後空冷した場合の熱影響部のかたさ分布である。図からわかるように恒温保持温度が高くなるほど最高かたさは低くなっている。つぎに第 16 図はこれら最高かたさ位置の顕微鏡組織である。予熱温度が 250°C 以下ではベイナイトとマルテンサイトであるが、保持温度が 300°C 以上になると熔接後の冷却過程で生じたベイナイトと恒温保持中に変態したベイナイトとの共存組織で、マルテンサイトは生ぜず第 12 図の同一予熱温度の場合と比較すると、その組織は明らかに相違し恒温変

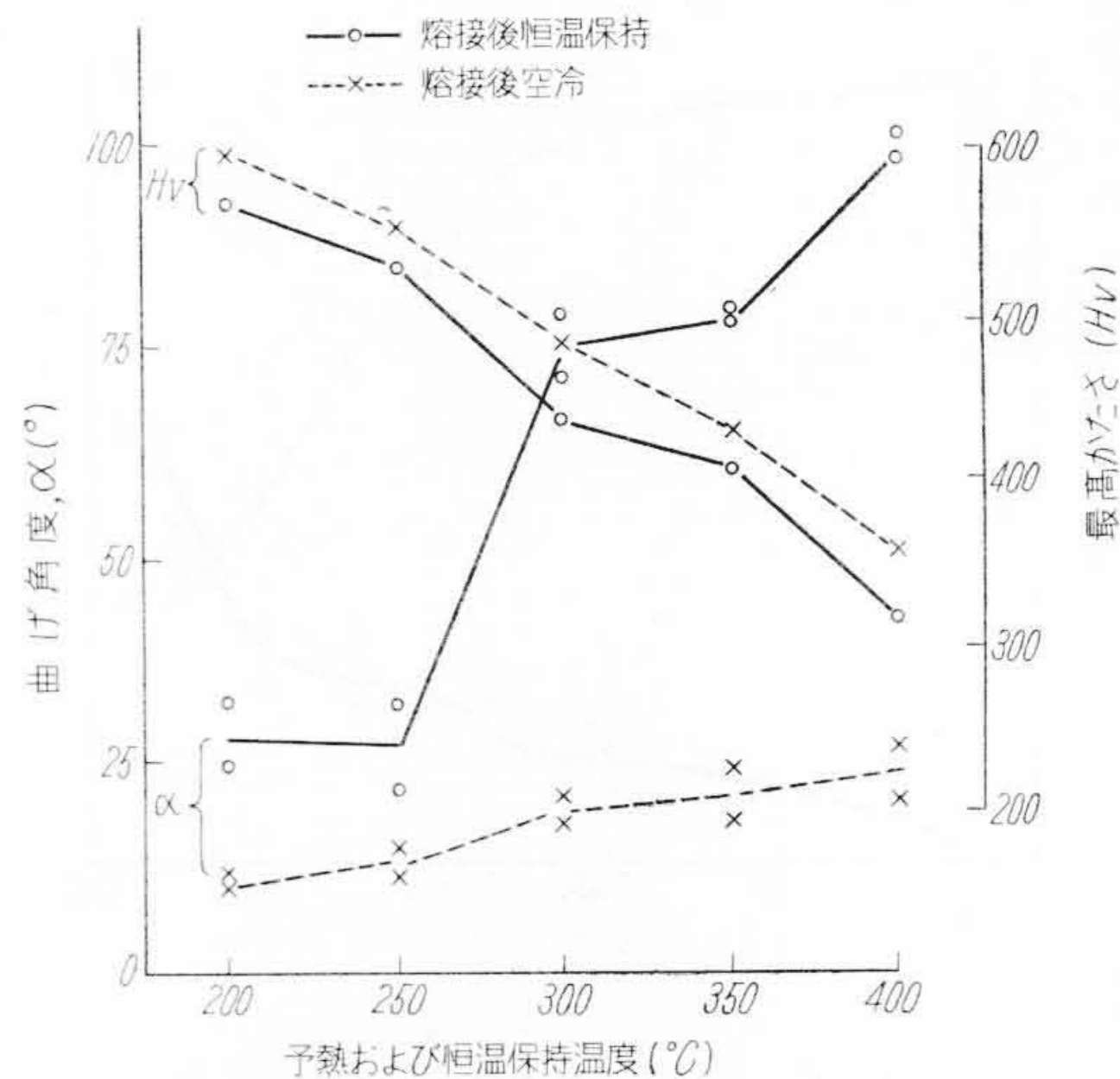




第16図 熔接後各温度で恒温処理後の顕微鏡組織 (×360)

態処理の効果が認められる。第17図はこれら熔接部の曲げ試験結果である。図には比較のため第14図の熔接後常温まで放冷した場合の結果も付記した。図から明らかなように恒温処理温度が250°C以下では曲げじん性はあまり向上しないが、300°C以上になるとじん性が著しく改善され、処理温度が高くなるほどその効果が大となることわかる。

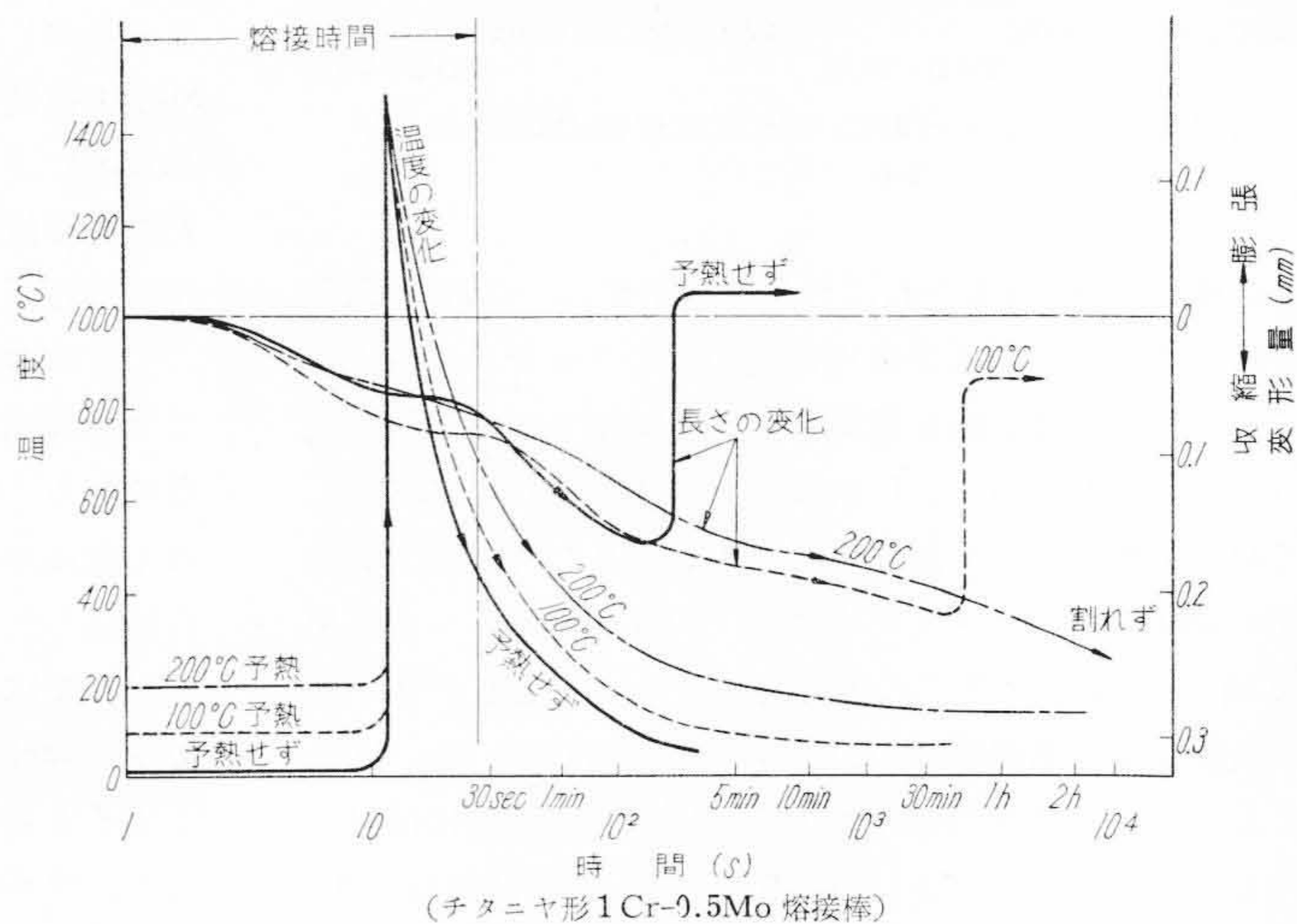
(2) 拘束きれつ性試験 第18図チタニヤ形の1Cr-0.5Mo 鋼熔接棒で予熱温度を変えて単層熔接を行った場合の試験片中央部における温度および長さの変化である。図の横軸は熔接を開始してから時間を対数目盛により示し、縦軸は温度および長さの変化が示されている。まず予熱なしで熔接を行った場合についてみると長さは熔接開始と同時に急激な収縮変形を生じ、熔接終了と同時に収縮は停止し約1分経過後急激な膨脹変化となってほぼもとの位置に復帰する。すなわち熔接と同時に熔着鋼部の収縮に伴って、はじめは収縮変形であるが、熔接部の両側で拘束されているので熔接部には引張応力が作用し、きれつ発生と同時に瞬間的な膨脹となって現われたものである。一方温度変化は試験片の中央部で測定しているため熔接が熱電対の直上にきたとき(全熔接時間の $\frac{1}{2}$ 時間)急激に温度が上昇して、後急冷されている。すなわち長さの変化曲線と温度曲線を対比すれば、割れ発生温度は約170°Cである。つき



第17図 熔接後の恒温保持温度と最高かたさおよび曲げ再度との関係

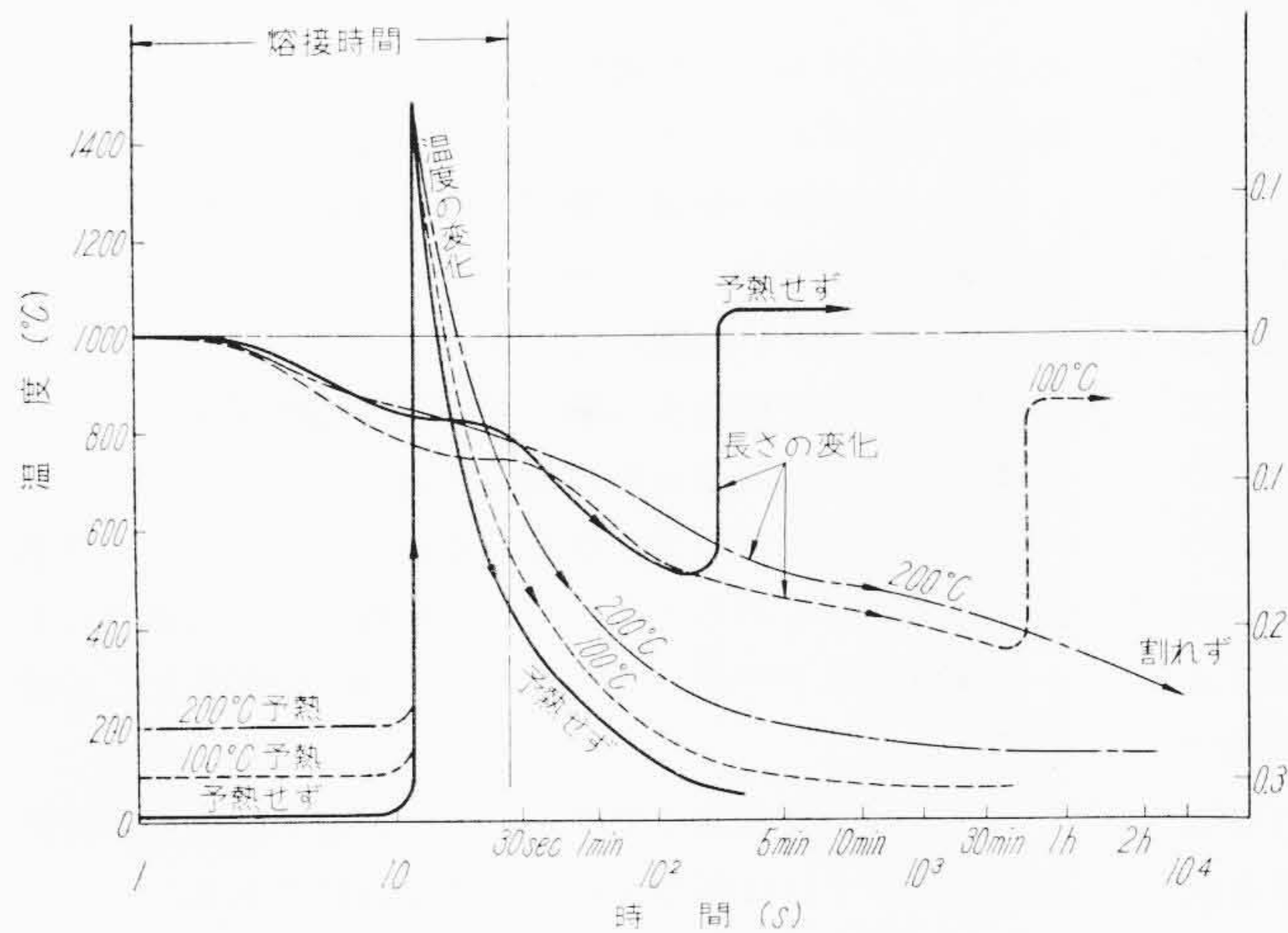
に100°C予熱の場合には予熱なしの場合と同様の収縮変形を生じ、この場合は約5分経過後に急激な膨脹すなわち割れを生じ、その温度は約120°Cである。また予熱温度が200°Cでは熔接終了後収縮変形は一時停滞するが、その後引き続いて収縮変形を伴い約1時間20分経過後に割れを生じている。予熱温度がさらに300°Cになると熔接による収縮変形のみで24時間経過後も全然割れの発生はみられなかった。すなわち以上のことから予熱温度が上昇すれば熔接後の熱影響部の冷却速度は小となり、一方割れ発生までの時間は長時間を要し、かつその発生温度は漸次降下することがわかる。

次に第19図は低水素系の1.5Cr-0.5Mo 鋼熔接棒で熔接を行った場合の測定結果である。第18図と比較すると冷却中の収縮変形の様相は多少異なり、特に割れが



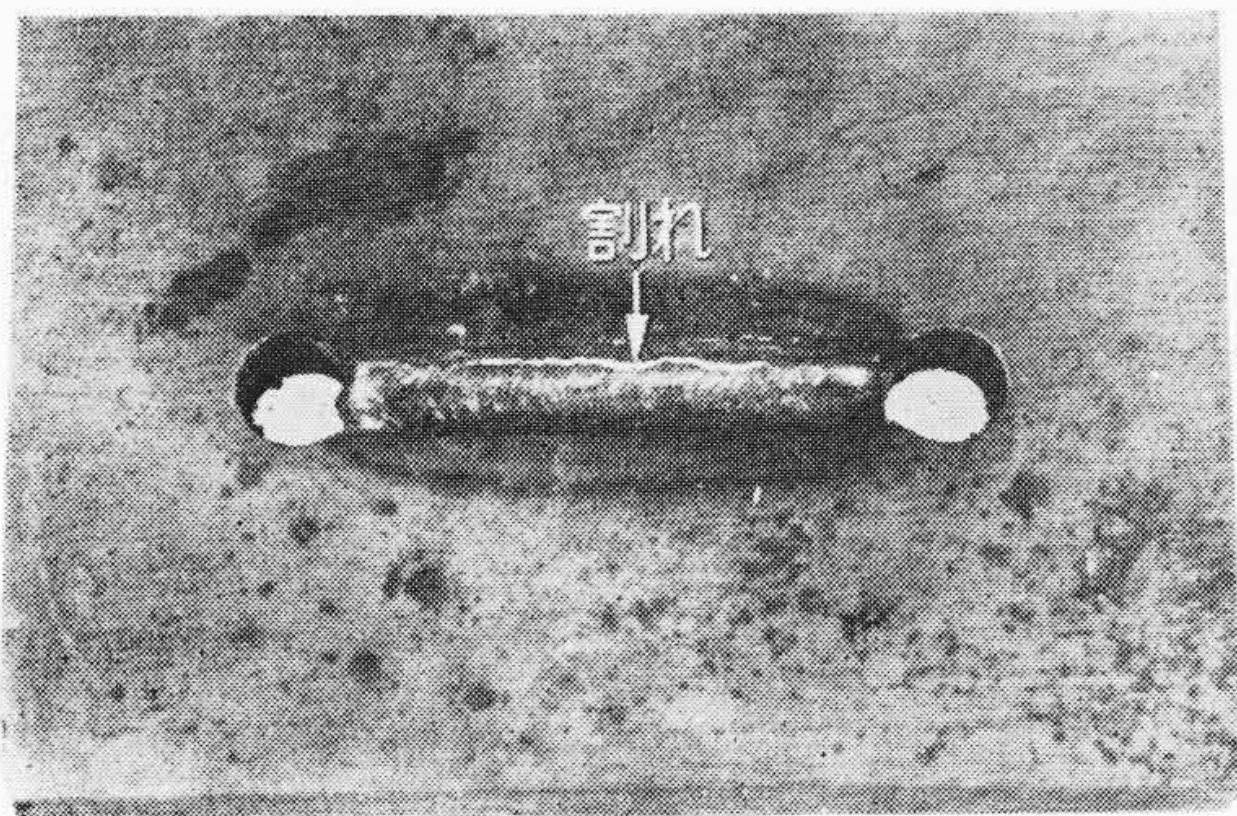
第18図 予熱温度と熔接時の温度および長さの変化 (チタニヤ形1Cr-0.5Mo 熔接棒)





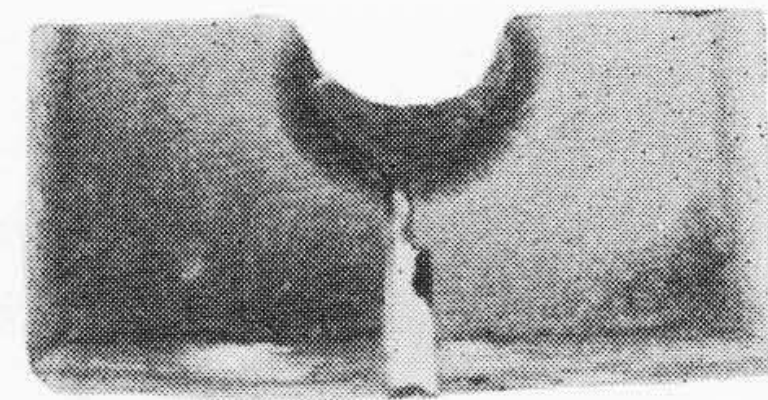
(低水素系 1.5Cr-0.5Mo 熔接棒)

第19図 予熱温度と熔接時の温度および長さの変化

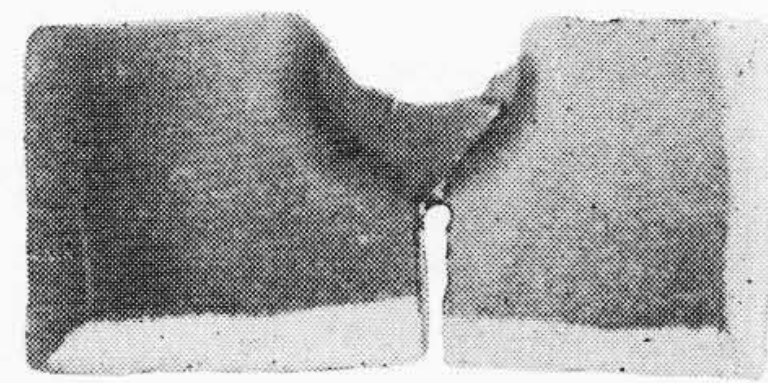


第20図 拘束熔接部の割れ発生部外観の一例

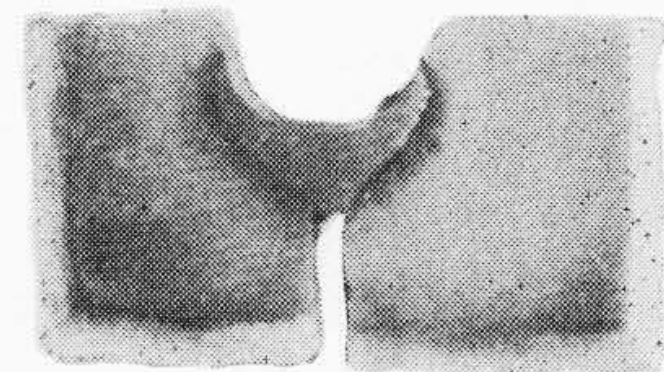
発生するまでに長時間を要しかつチタニヤ形の場合より低温度で割れが発生している。これは熔接棒種によって収縮変形が異なり一方割れ感受性も異なることによるものと考えられる。第4表は両熔接棒の割れが発生するまでの時間および温度の比較である。すなわちチタニヤ形の棒に比較して低水素系の熔接棒のほうが割れ感受性が小さいことが明らかである。つぎにこれら試験片の割れ発生部を観察してみると第20図に示すように熔着部と母材との境界を貫いているのが大部分である。また第21図は試片の中央部で切断した面のマクロ組織である。これらの結果をみると熔着部内ではいずれの場合もクレータにわずかのきれつがみられたが、大部分は母材と熔着鋼部の境界部付近にきれつを生じており、一部は熱影響部を貫いているものがみられた。また予熱温度が上昇するほどきれつの長さは減少の傾向がある。さらに熔接部のかたさおよび組織の変化は前述の(A)の場合と同様であった。すなわち以上のことから熔接によるきれつ感受性は熔接棒種によって異なるが、予熱温度を上げるとはきれつの防止にきわめて有効であることがわかる。



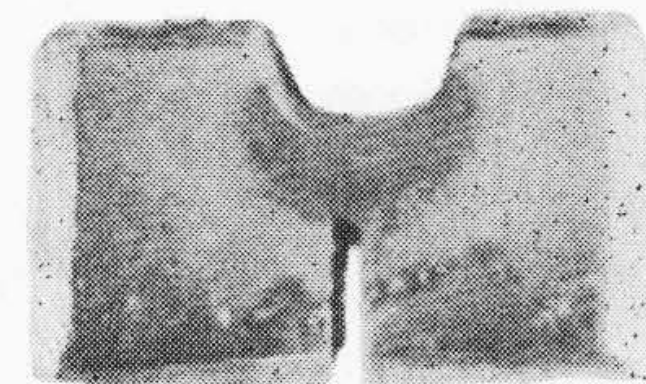
予熱ナシ



100°C予熱



200°C予熱



300°C予熱

第21図 拘束熔接部のマクロ組織

第4表 熔接棒種による割れ発生時間および温度の比較

| 予熱温度<br>(°C) | 割れ発生時間     |        | 割れ発生温度 (°C) |        |
|--------------|------------|--------|-------------|--------|
|              | チタニヤ形      | 低水素系   | CMB-93      | CMA-96 |
| 予熱せず         | 1 min      | 3 min  | 170         | 105    |
| 100          | 5 min 40 s | 40 min | 120         | 60     |
| 200          | 1 h 20 min | —      | 40          | —      |
| 300          | —          | —      | —           | —      |

## 4. 実験結果に対する考察

本鋼は自硬性にとみかつ鋳鋼材でじん性に乏しいので熔接の場合は必ず予熱が必要であり、また熔接後は第13図の結果からわかるように常温まで冷却することなく、熔接後ただちに連続して後熱処理に移行するような施工法が最も望ましい。鋼の恒温変態図あるいはCCT曲線などから熔接性が推察されることがしばしばあるが<sup>(2)</sup>、<sup>(3)</sup>熔接部の異常硬化を防止するために恒温変態図を応用した施工法はあまり利用されていないようである。幸い本鋼種の恒温変態図には第2図でわかるように300~400°Cでベイナイト変態を完了する範囲が存在し、その変態速度が大きいので熔接後この温度範囲で保持すれば著しい硬化部は生じない。しかし実際の熔接熱影響部はさらに高温からフェライトおよびベイナイト変態を生ずるので400°C以下の温度で存在する未変態 $\gamma$ 中の成分濃度は濃縮されている。また熔接熱影響部は急熱急冷によ



る変態であり、したがってその変態様相は第2図とは多少異なることは当然予想される。したがって恒温保持の場合の保持時間についてはさらに検討の余地があるが、保持時間が長いほうが変態生成物の焼戻効果も大となるので望ましいところであろう。次にこれらの熔接施工法の妥当性を裏づける手段として本実験で拘束きれつ性試験法を考案しきれつ感受性を調査した。一般にこの種の拘束きれつ性試験法には種々の方法があるが、合金鋼のきれつ感受性をよく現わす方法としてリーハイ形の試験法が最もよいようである<sup>(4)(5)</sup>。その場合熔接長さは1本の熔接棒で全熔接しうようなスリット長さが理想的であり、本実験では多少小形のきらいがあるがいずれの場合もクレータ割れを生じ、また瞬間的に割れが生ずる点からみて相当きびしい拘束熔接であると考えられる。本実験結果によると熔接割れには熱影響部の冷却時のマルテンサイトの生成温度とは直接関係なく、むしろ熔接による拘束応力の作用が最も大きく影響するものと考えられる。したがって熔接に際してはあらかじめ被熔接物を予熱しておくことはAr<sup>3</sup>変態を防止し、また熔接後の冷却速度を小にすることのほかに熔接応力の緩和に著しい効果がある。また割れ発生位置はいずれも熔着部と母材との境界部に多く生じているがこれは熔接が板厚のほぼ中央に熔接されているので拘束応力としては単純な引張応力が作用し、引張強さの最も弱い位置から破断したものと考えられる。また熔接棒によっても割れ感度が異なり一般に低水素系の熔接棒がきれつ感受性が小さいとされ本実験でもこれが立証されている。したがってかかる合金鋼の熔接に当っては低水素系の熔接棒の使用が望ましい。

## 5. 結 言

以上 Mn-Mo 鋼の適正な熔接施工条件を見い出した

めその焼入性および熔接性の二、三について実験したが、結果を要約すればつぎのとおりである。

(1) 本鋼の恒温変態図および CCT 曲線を求めた結果焼入性が大きい、400°C 以下においてベイナイト変態速度が大きい範囲が存在する。

(2) 恒温変態温度 400~200°C で短時間保持の場合には、未変態 $\gamma$ は安定化の傾向がある。

(3) 熔接後常温まで空冷する施工法にあつては予熱温度を上昇せしめることによって組織的には改善されるが、400°C 以下ではマルテンサイトが生成されじん性は低い。

(4) 熔接後常温まで冷却することなくただちに後熱処理に移行すれば熔接部のじん性は良好である。

(5) 熔接後恒温処理してから空冷すれば熔接部のじん性が改善される。

(6) 拘束熔接の場合のきれつ発生温度は 200°C 以下であつて予熱温度が上昇するほどその温度が低下する。

(7) きれつ感受性は熔接棒種によって異なり、低合金鋼の熔接には低水素系の熔接棒が推奨される。

終りにのぞみ終始ご指導を賜った村上武次郎先生、日立製作所日立研究所三浦所長、小野部長に対し厚く御礼申し上げますとともにご援助をいただいた亀有工場牧課長、横尾氏および実験に従事された秋山浩、朝日直達両君に感謝の意を表する。

## 参 考 文 献

- (1) 日本鉄鋼協会編：鋼の熱処理 596 (昭 32)
- (2) 関口、稲垣：熔接学会誌 26, 504 (1957)
- (3) B. J. Brandstreet: B. Welding Journal 562, 2 (1955)
- (4) 斎藤ほか4：鉄と鋼 44, 372 (昭 33-1)
- (5) H. W. Mishler: Welding Journal 415, 2 (1958)

## 製 品 紹 介

### 〆印配管用コンパウンド No. 1

ネジ込配管の際使用される専用防錆気密剤としての〆印配管用コンパウンド No. 1 は、従来使用されている白ペンキなどに比較して、はるかにすぐれた性質をもっている。すなわち、100°C における揮発減量は5%以下、耐水性、粘着性はともに良好で、〆印 10 kg/cm<sup>2</sup> ネジ込形可鍛鉄製管継手の使用できるところにはすべてこのコンパウンド No. 1 が適用される。

