

原子炉用高張力鋼の熔接性ならびに機械的性質について

Weldability and Mechanical Properties of the High Tension Steels
for the Pressure Vessel of Nuclear Reactors

根 本 正* 八 重 樫 敏 雄*
Tadashi Nemoto Toshio Yaegashi

内 容 梗 概

原子炉用熱交換器そのほか種々の圧力容器に使用を予定されている高張力鋼の研究の一環として現在市販されている引張強さ 50~80 kg/mm² 級鋼板の中から 6 種類を選び機械的性質および熔接性について比較調査し使用上の参考に供せんとするものである。

1. 緒 言

原子炉の圧力容器および熱交換器などに使用される高張力鋼の研究は製鋼メーカーと使用者側との協力により逐次改良が行なわれ、現在では引張強さ 80 kg/mm² 以上のものが市販されるに至った。一般に高張力鋼としては引張強さ 60 kg/mm² 級以下には Si-Mn 系が、また 60 kg/mm² 以上には調質 Si-Mn 系、あるいは少量の合金元素が添加された合金調質鋼などが開発されている。これら各種鋼板には一長一短があり、その使用にあたっては鋼板のもつ特性を十分は握ることが必要である。また特に原子炉用機器に使用する場合には、熔接性および切欠じん性がすぐれていることはもちろんであるが、耐食性が良いことも不可欠である。

本報告では原子炉用機器としては特別に要求される項目は別として現在市販されている高張力鋼の中から数種類を選び、これらの機械的性質および熔接性について研究し比較検討を行ない、使用上の参考に供せんとするものである。

2. 機械的性質の比較

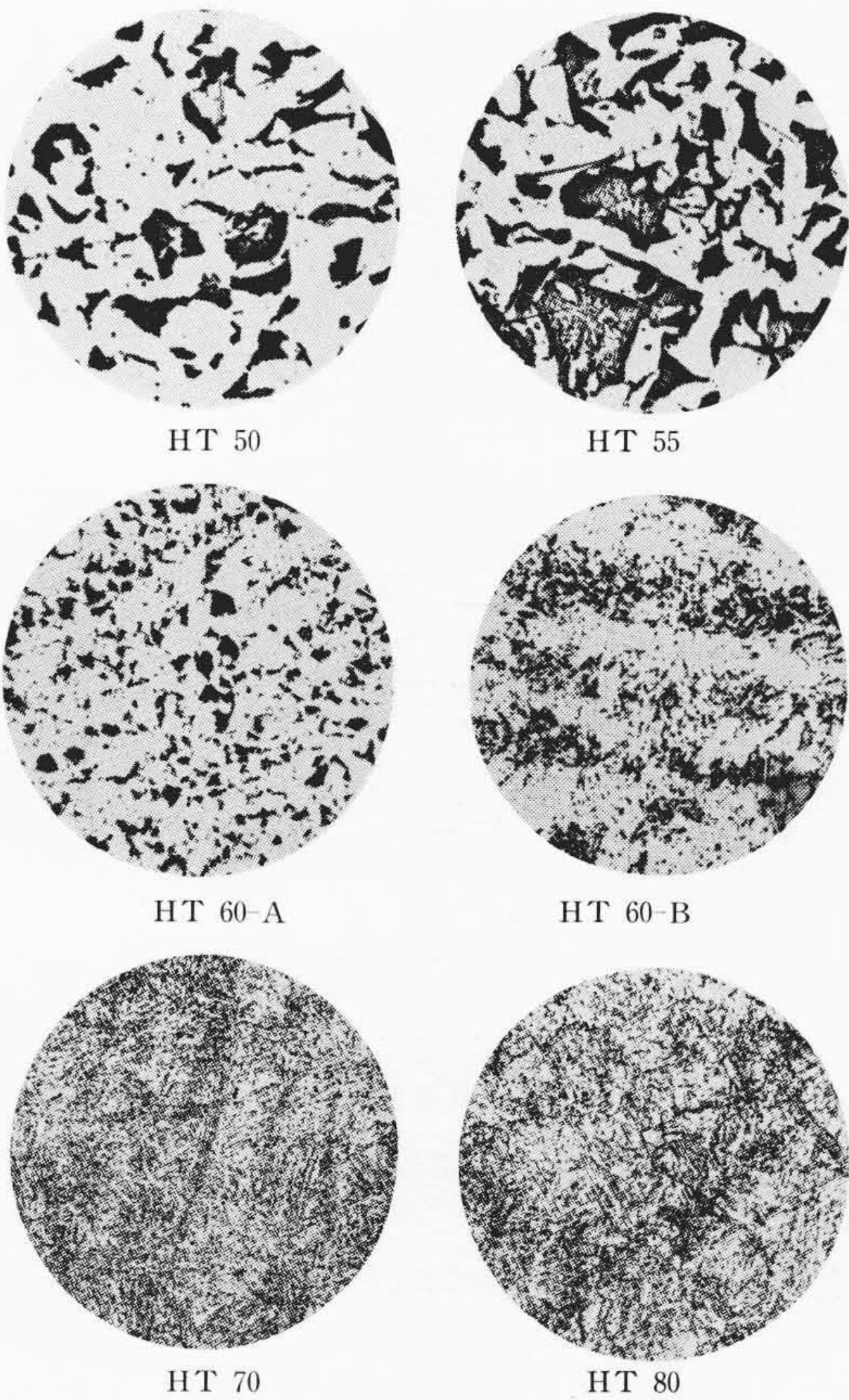
2.1 試 料

供試鋼板は第 1 表に示す 6 種鋼板で板厚 25~30 mm である。

第 1 図はその顕微鏡組織を示す。HT 50 および 55 は Si-Mn 系高張力鋼で圧延のままで使用されるもの、HT 60-A および HT 60-B は少量の合金元素を添加して強度を上げ、かつ焼準—焼戻処理によって切欠じん性の改善を図ったものである。また HT 70 および HT 80 は同じ合金鋼で焼入焼戻処理を行なったもので焼戻マルテンサイト組織としたものである。

2.2 高温および低温における機械的性質

高張力鋼の具備すべき条件の一つとして切欠じん性がすぐれていることが強く要求される。そこで、まず各鋼板のロール方向より V ノッチ衝撃試験片を採取し、100~-100°C における衝撃遷移曲線を比較した。第 2 図はその結果を示す。なお図には比較のため一般構造用圧延鋼板 (SS-41%, C-0.18%, Si-0.32%, Mn-0.58%) の遷移曲線を付記した。図からわかるように圧延のままで使用される SS-41, HT 50 および HT 55 の遷移曲線は高温側に位置し、合金調質



第 1 図 試料の顕微鏡組織 (×180)

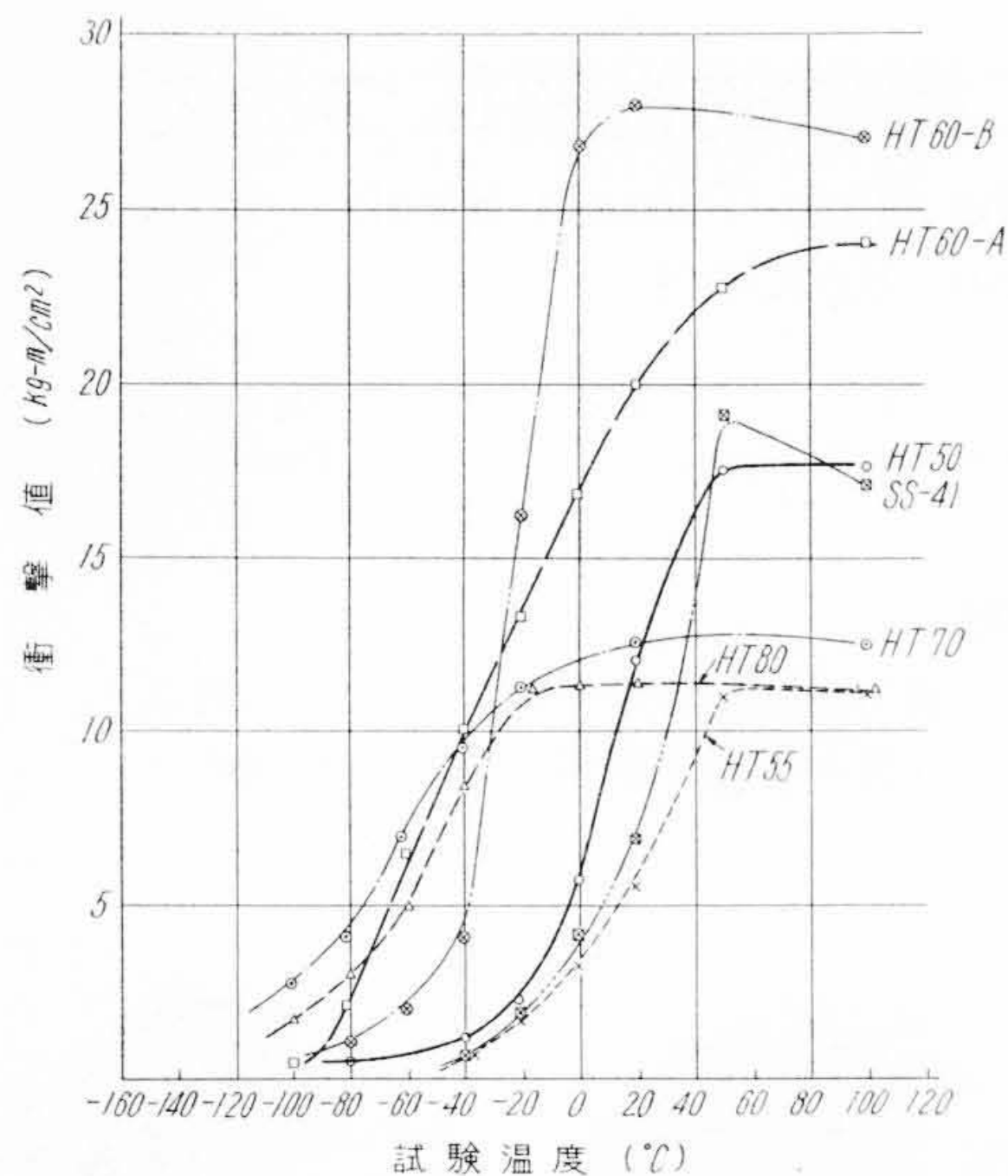
鋼のそれは低温側に位置している。すなわち調質によってパーライト組織を微細化し、あるいは焼戻マルテンサイト組織とすることは組織的にノッチ効果を軽減する結果となり、これは調質鋼のもつすぐれた特性といえる。

第 3 図は HT 50, 60 および HT 80 の圧延方向から採取された試料の 500~-100°C における機械的性質である。低温側においては温度の低下とともに強度は増し、一方高温側においては漸次低下している。

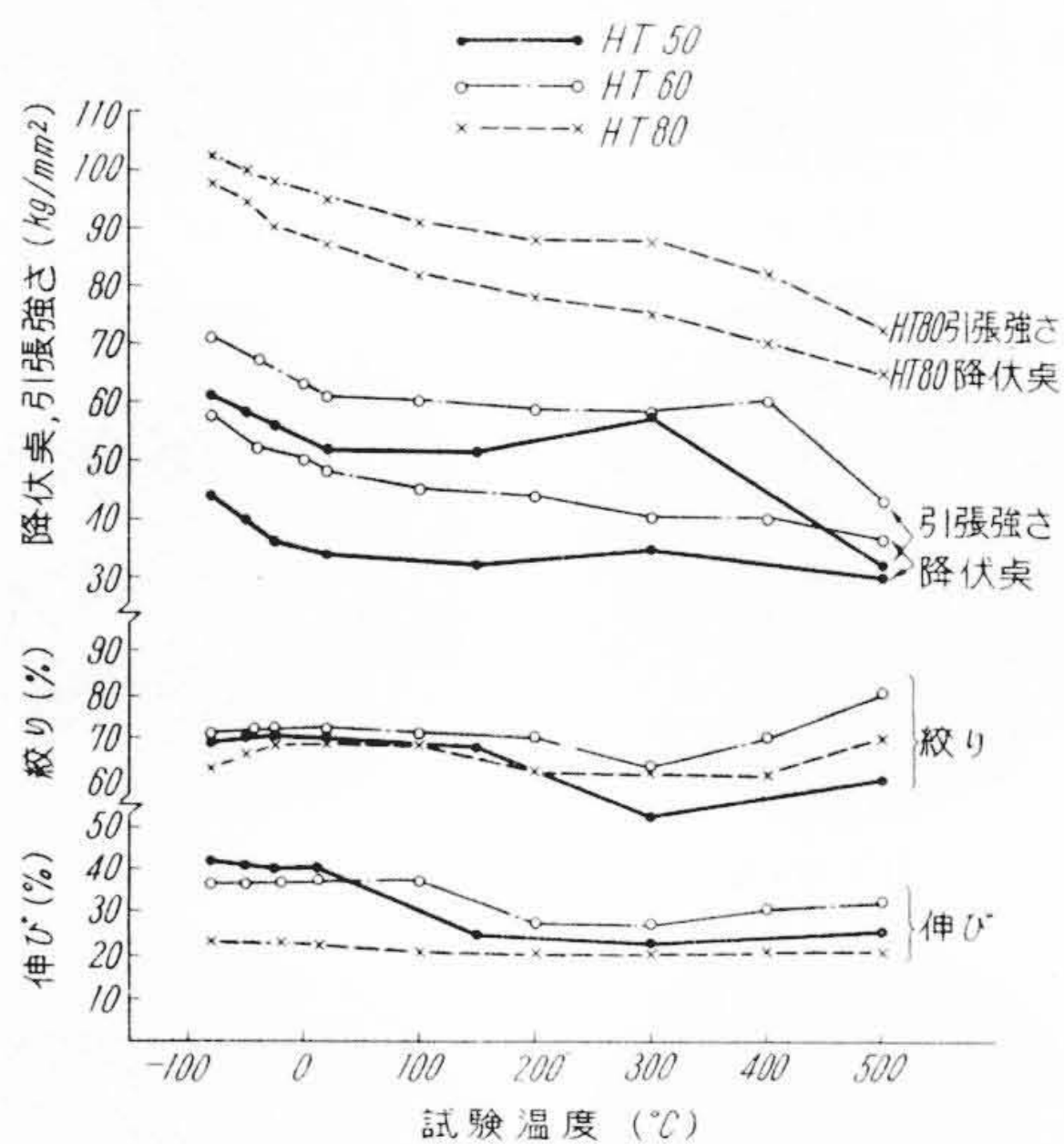
第 1 表 試料の化学成分および機械的性質

鋼 種	化 学 成 分 (%)								機 械 的 性 質				備 考
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	B	引張強さ (kg/mm ²)	降 伏 点 (kg/mm ²)	伸 び (%)	絞 り (%)	
HT 50	0.17	0.37	1.10						52.0	34.0	45.5	72.0	圧 延 の ま ま
HT 55	0.17	0.30	1.28						56.5	35.0	38.5	67.0	圧 延 の ま ま
HT 60-A	0.15	0.48	1.22	0.55	0.18		0.11		60.5	47.0	37.0	65.0	焼 準 — 焼 も ど し
HT 60-B	0.14	0.24	1.24	0.40	0.50	0.27	0.06		60.5	46.0	34.0	72.0	焼 準 — 焼 も ど し
HT 70	0.17	0.28	1.53	0.31	0.50	0.47	0.10		73.5	61.0	29.0	67.0	焼 入 — 焼 も ど し
HT 80	0.15	0.17	0.94	0.85	0.50	0.48	0.057	0.006	94.0	87.5	22.0	70.0	焼 入 — 焼 も ど し

* 日立製作所日立研究所



第2図 各種鋼板の衝撃遷移曲線の比較



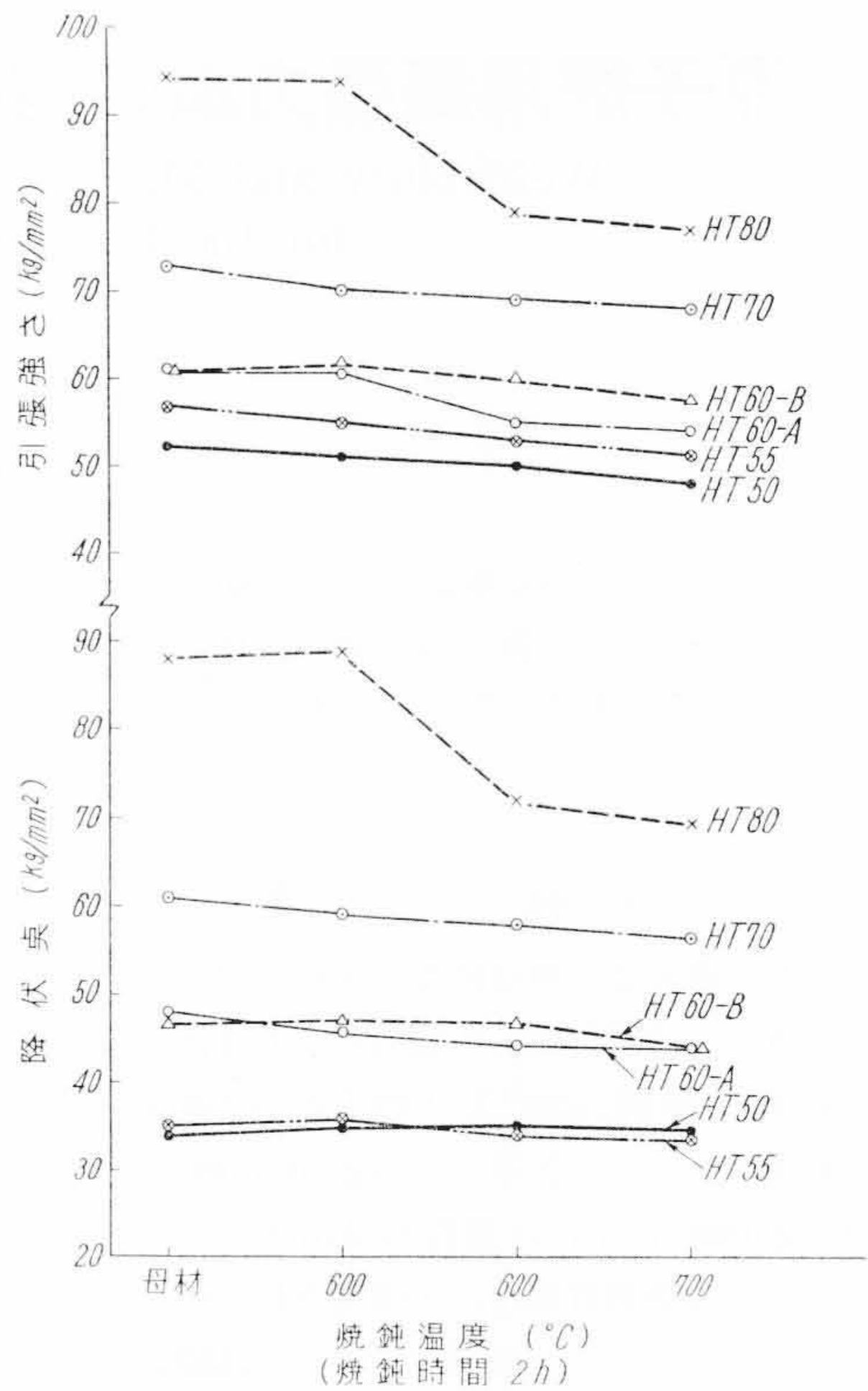
第3図 各種鋼板の低温および高温の機械的性質

2.3 焼鈍による機械的性質の変化

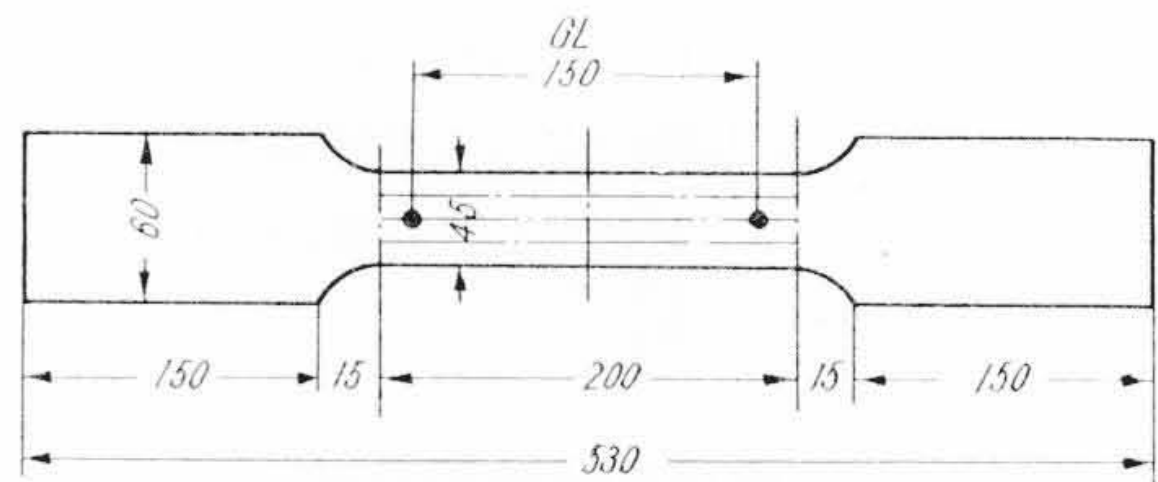
高張力鋼はその製造過程においてしばしば熱間で加工を受けたり、あるいは溶接したのちひずみ取焼鈍などにより高温にさらされる場合がしばしば生ずる。一方高張力鋼の 60 kg/mm² 級以上のものは焼入焼戻されているので高温加熱によって再焼戻を受け調質鋼本来の強度が失われる懸念がある。第4図は各種鋼板の圧延方向の焼鈍温度による機械的性質の変化を調査した結果である。図によると HT70 鋼以下の鋼板では、強度の低下は割合に少ないが、HT 80 鋼は 650°C 以上での強度の低下が目だっている。これは鋼板製造時の焼戻温度以上に再加熱されたためによるものである。一般にフェライトとパーライトの二相のものは、焼鈍による強度の低下は緩慢であるが、調質されているものは概して焼鈍温度に敏感な傾向にあり製造履歴は十分熟知したうえで使用することが望ましい。

2.4 冷間加工による切欠じん性の変化

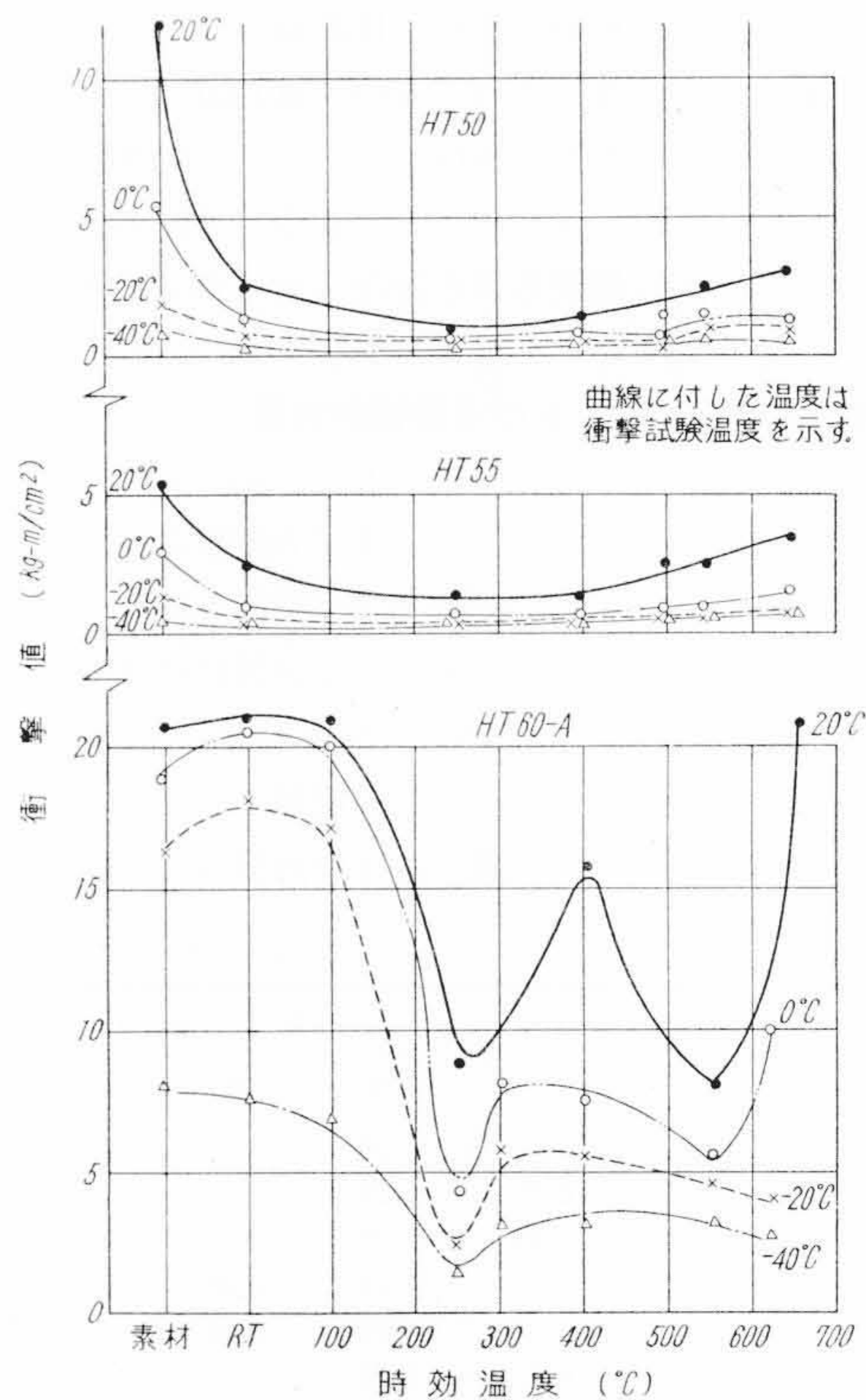
一般に圧延鋼板は冷間で塑性加工を受けると加工硬化しひずみ時効により著しく脆化することは一般に知られている。その程度を推察するには鋼板に一定の引張ひずみを与えたのち 250°C で 2h の時効処理を行ないその衝撃遷移曲線を求めるひずみ時効試験法がある。そこで供試鋼板のひずみ時効の程度を比較するため各鋼板より第5図に示すような大形引張試験片を採取し 10% の塑性ひずみを与えたのち、時効温度 100~700°C で 2h 加熱したのち平行部より V ノッチ衝撃試験片を採取した。次いで 50~60°C で衝撃試験を行な



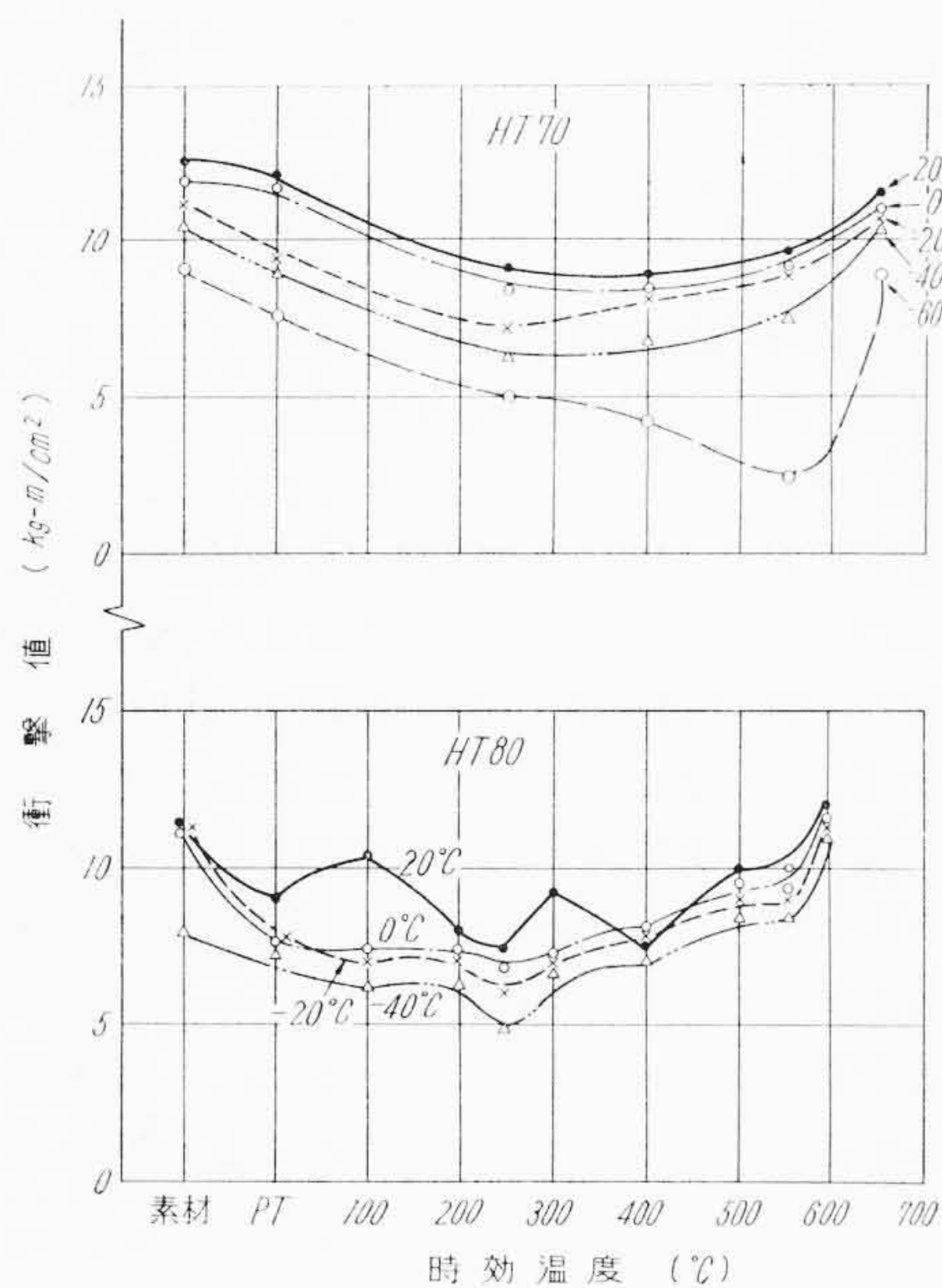
第4図 各種鋼板の焼鈍による機械的性質の変化



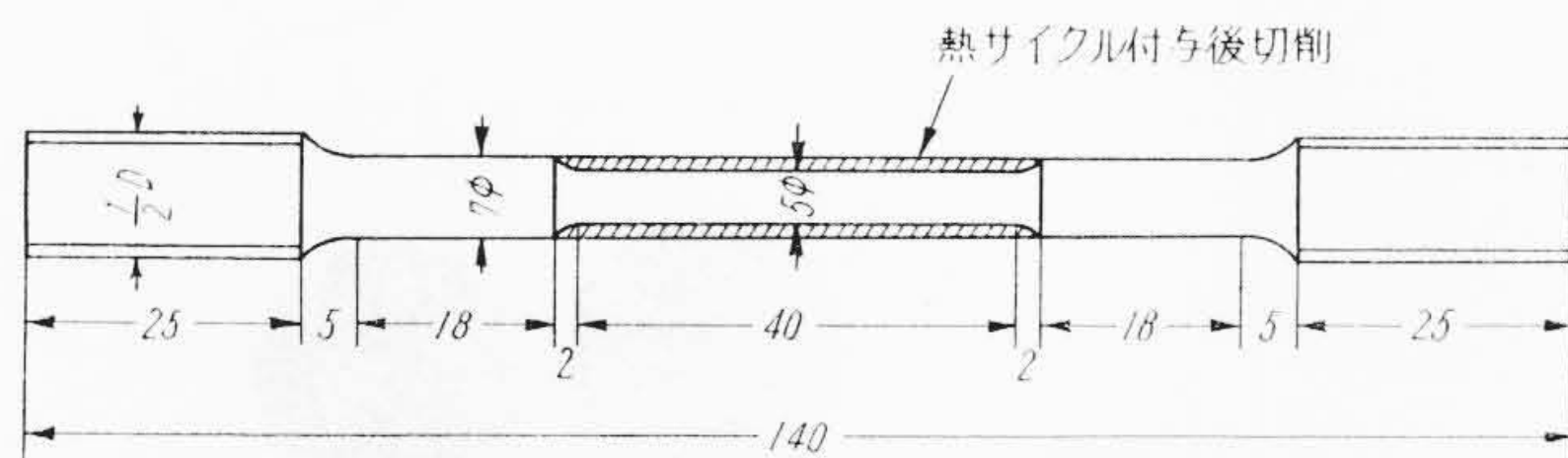
第5図 ひずみ時効試験用大形引張試験片寸法(mm)



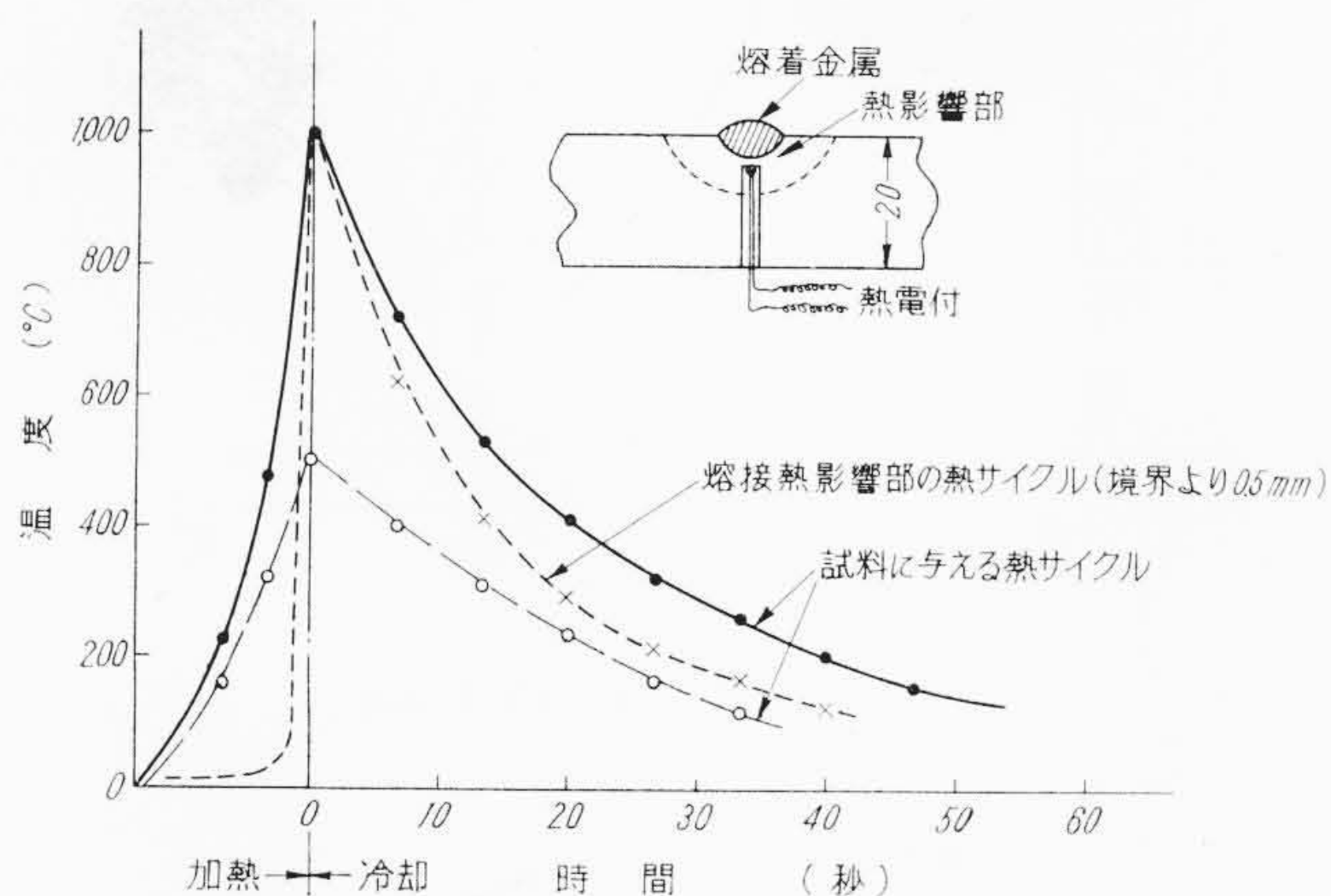
第6図 ひずみ時効温度と衝撃値との関係



第7図 ひずみ時効温度と衝撃値との関係



第8図 熱サイクル再現用引張試験片寸法(mm)

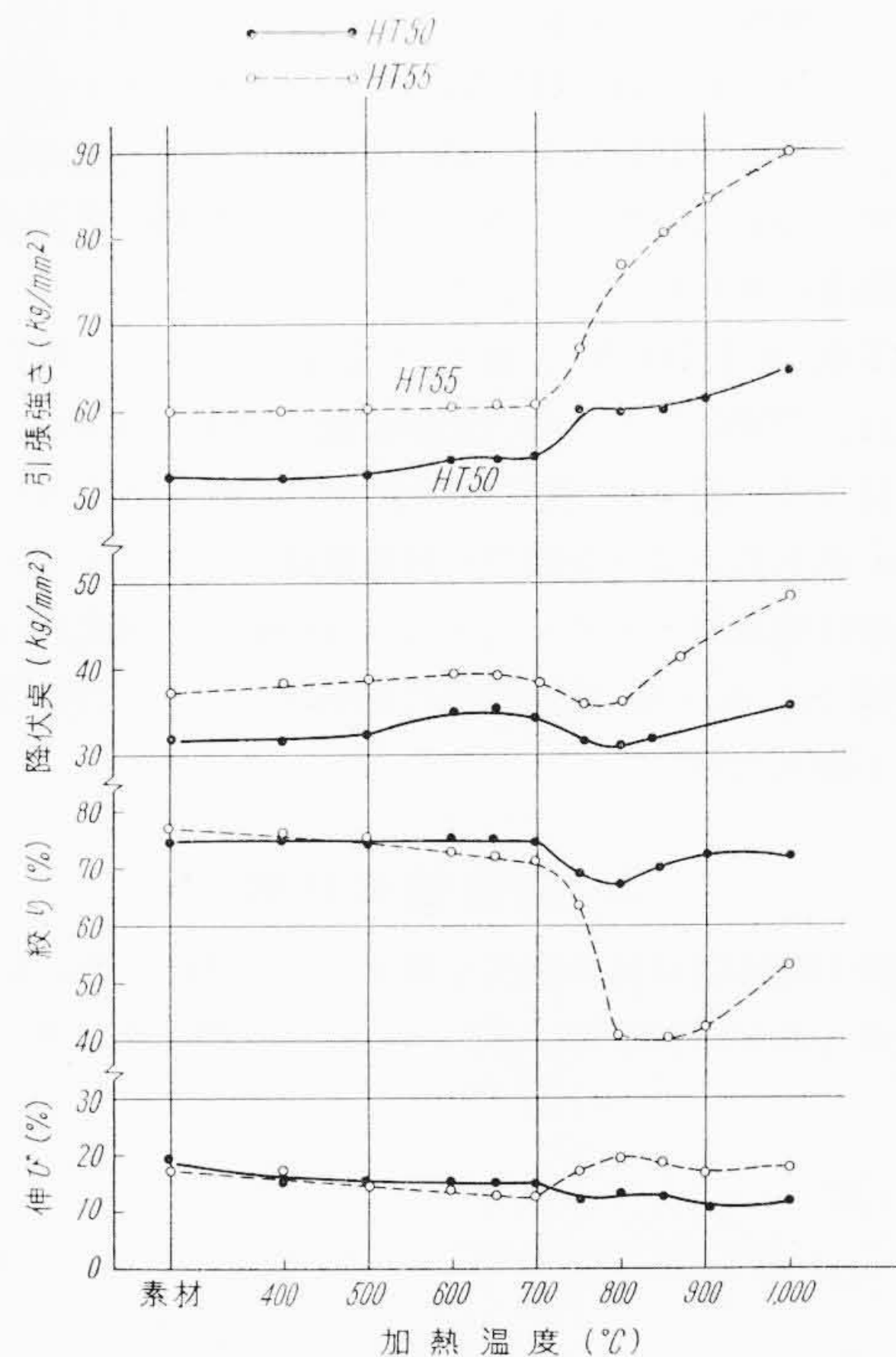


第9図 試験片に与えた熱サイクルの一例

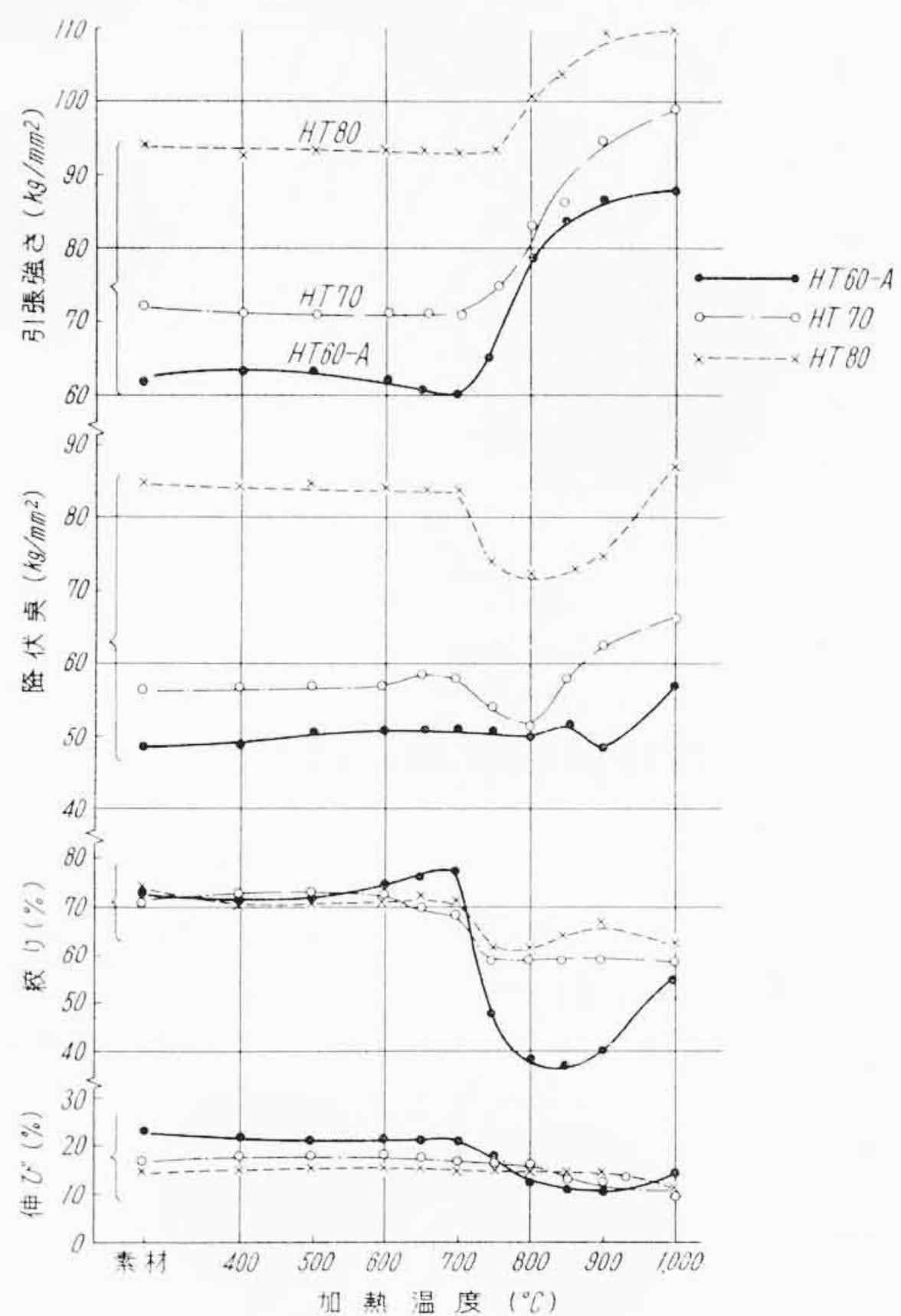
いじん性を比較した。第6図および第7図はそれらの結果を示す。まずHT50および55などのSi-Mn系の鋼板では250°C時効で衝撃値は最小となり、それ以上の温度でもほとんど衝撃値は回復しない。次にHT60-Aでは250°C時効のほかに550°C付近でも衝撃値の低下がみられ、また時効温度650°Cでは試験温度20°Cの衝撃値は回復するが、0°C以下の低温衝撃値は低く遷移曲線は容易に回復しないことがうかがわれる。一方同じ合金調質鋼でもHT70およびHT80ではひずみ時効による衝撃値の低下は割合少なく600°C以上の加熱によって容易に回復する。すなわち合金調質鋼の一部には一般にいわれる250°C時効による脆化のほかに550°C付近の焼戻脆性が現われるものがあり、使用にあたっては関心をもつべき現象であろう。

2.5 熔接熱サイクルによる母材強度の変化

一般に調質高張力鋼の熔接に際し、その熱影響部は母材の調質温度以上に加熱される結果、その強度は母材より低下することが明ら



第10図 熱サイクル付与時の加熱温度と機械的性質との関係



第11図 熱サイクル付与時の加熱温度と機械的性質との関係

かにされている⁽¹⁾。これは調質鋼の欠点といえるもので、その低下の程度をあらかじめ調査することは設計上重要な問題である。

そこで供試鋼板について電気抵抗加熱方式による熱サイクル再現装置⁽¹⁾を用い、熱サイクルを与えて母材強度の低下の傾向を調査した。まず第8図のような試験片に第9図に示すような単層熔接熱影響部に類似の熱サイクルを与えたのち、平行部を5φに切削し機械的性質を調査した。第10図および第11図は、熱サイクル付与時の加熱温度と機械的性質の変化である。まずHT50および55では、加熱温度700°C付近までは、ほとんど強度の変化は見られないが、

750°C以上の加熱では引張強さは上昇し、この傾向はHT 55に顕著に現われる。また絞りも、HT 55の場合750°C以上での低下が目だっている。これは750°C以上のA₁変態点以上に急熱されてのち急冷されるので母材は硬化し、特にHT 55ではMn量が多いのでその影響が顕著に現われたものと考えられる。

次にHT 60-AもHT 55と類似の変化を示すが、HT 70およびHT 80では、750°C以上において引張強さの変化は少ないが降伏点は900°C付近まで低下し、特にHT 80でその低下が大きい。すなわちSi-Mn系あるいは合金鋼でも母材組織がフェライトパーライト組織のものは熔接熱サイクルによる母材強度の変化は小さいが、合金調質鋼ではA₁~A₃変態範囲に加熱されたものは降伏点が低下することが知られる。

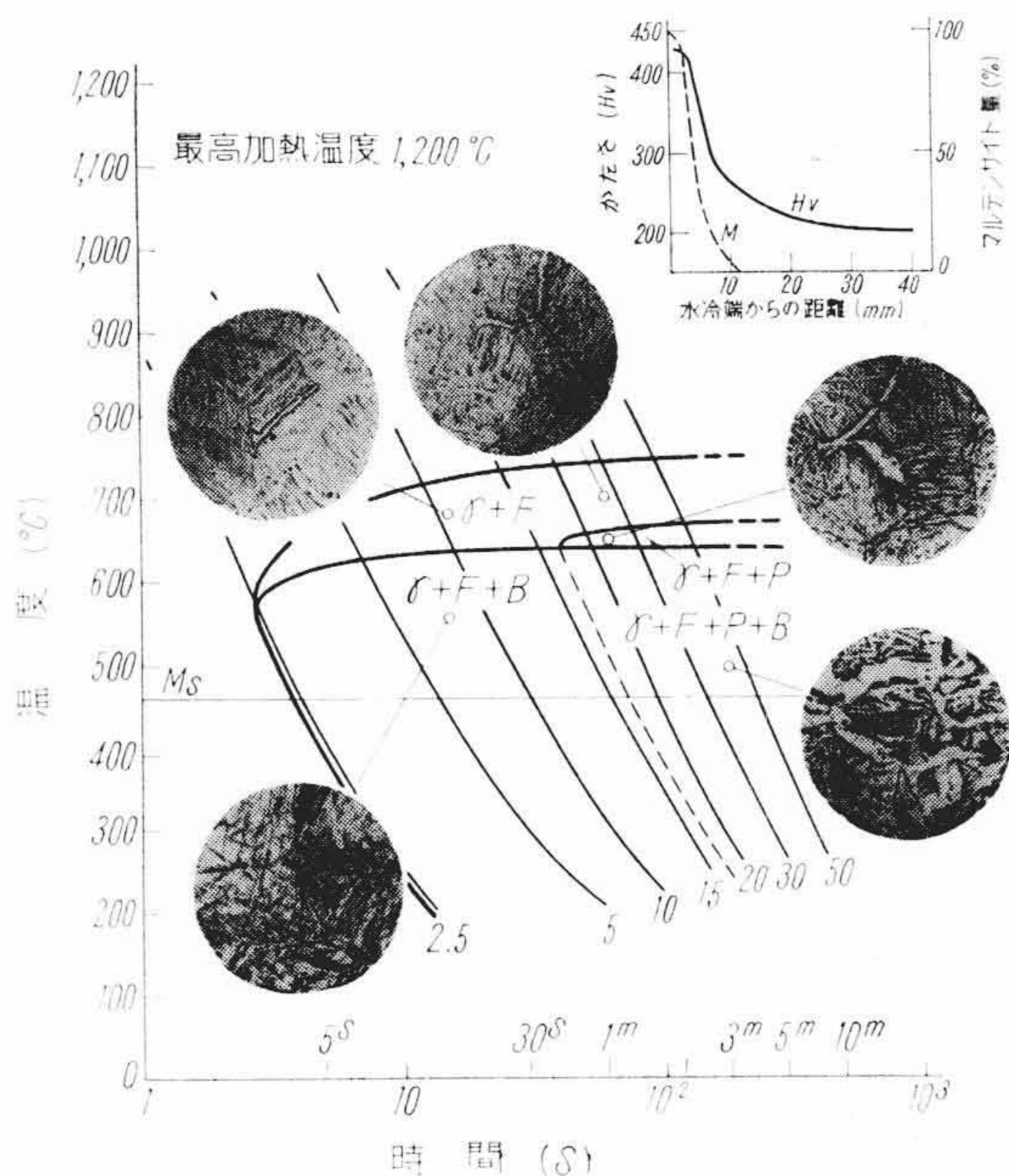
3. 熔接性の比較

上記高張力鋼には母材の強度を増すためにMn, Ni, Cr, Mo, Vなどの合金元素を添加しているが、これら添加元素はすべて鋼の焼

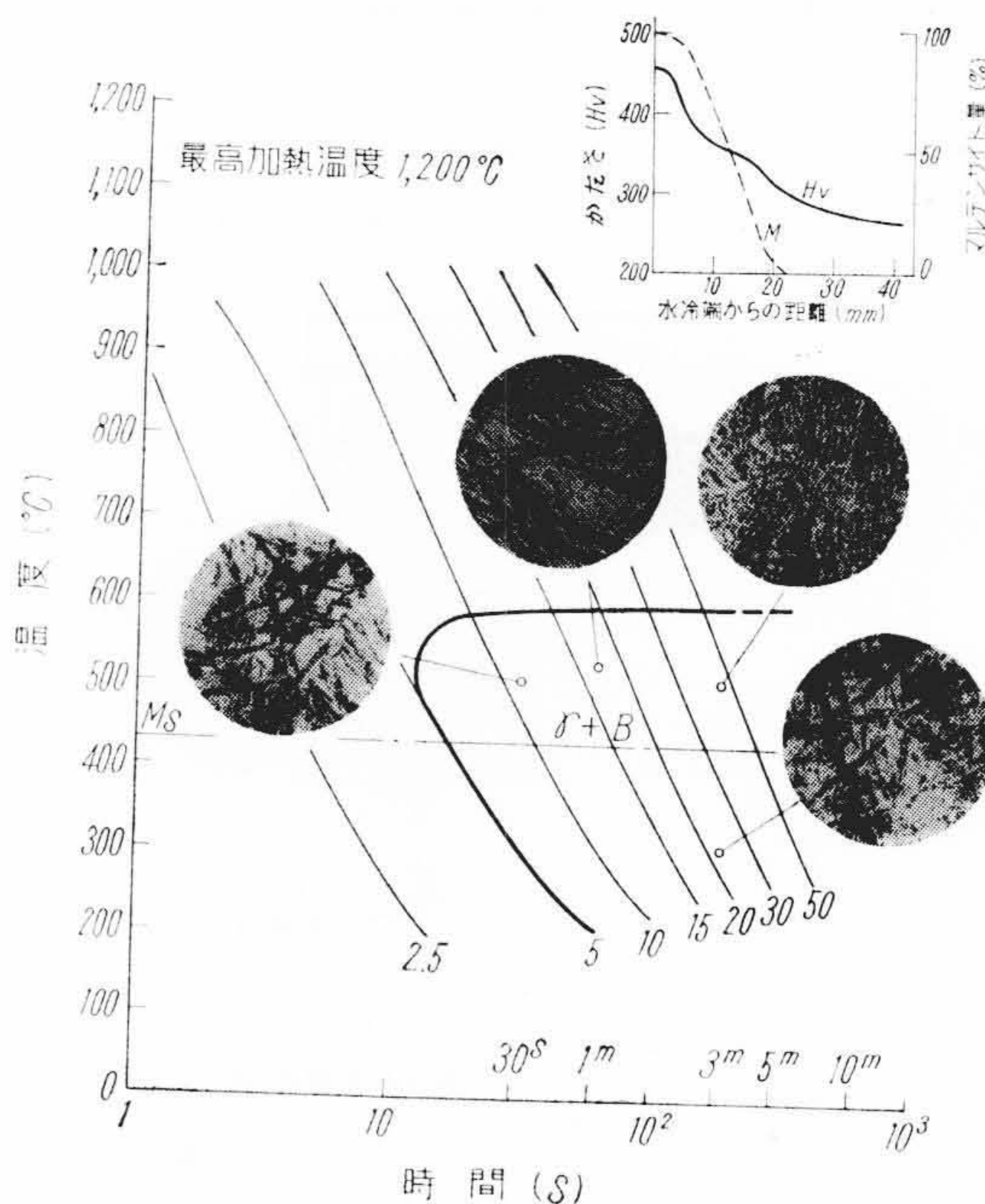
入性を増す作用をもつものであり、したがって熔接熱影響部は硬化しやすく、熔接性を害する。これは、熔接構造用鋼板として好ましくない現象といわなければならない。以下供試鋼板の熔接性を比較してみよう。

3.1 焼入性からみた熔接性の比較

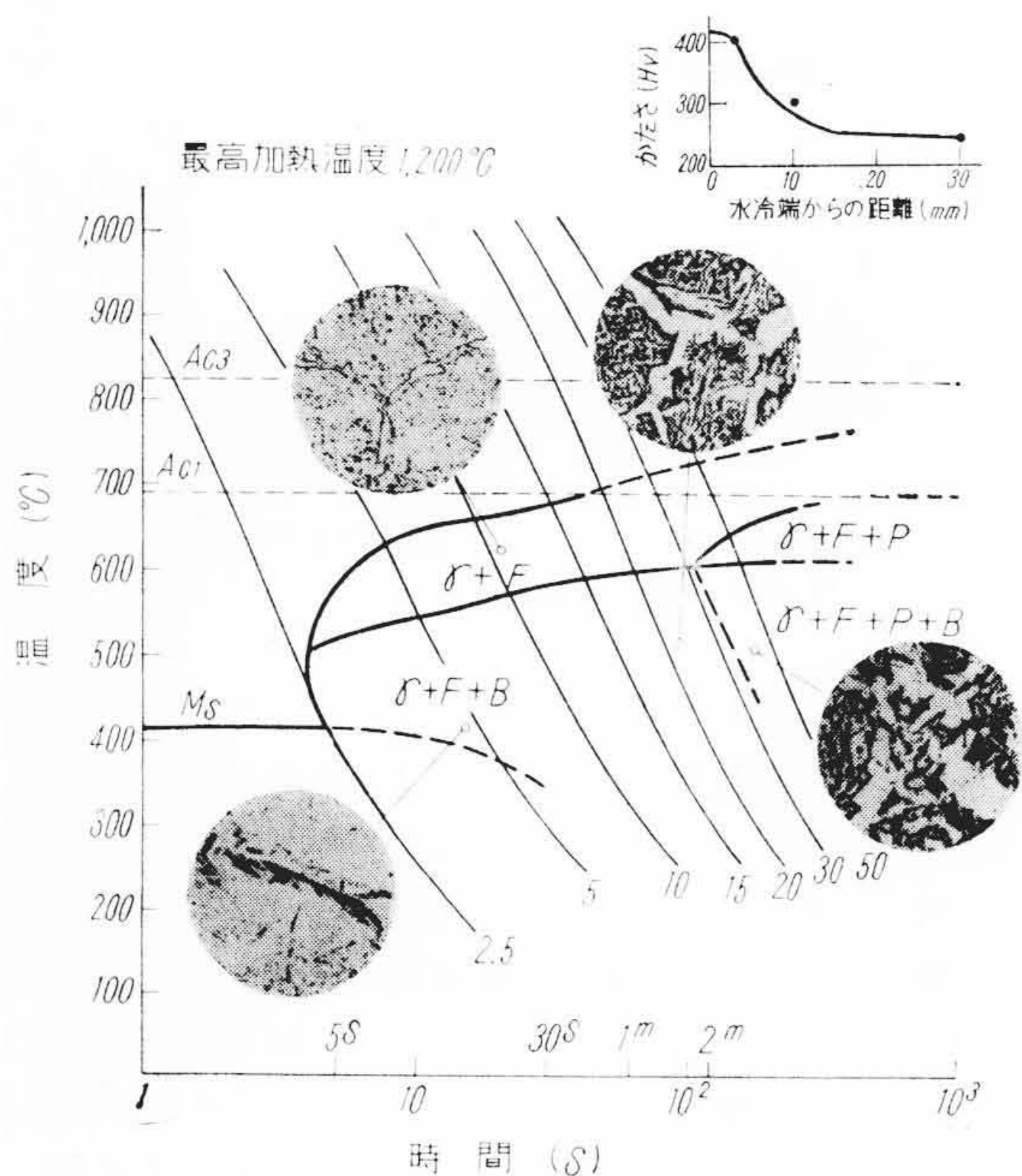
高張力鋼の熔接性特に熔接熱影響部の硬化性を知るために連続冷却変態図(CCT曲線)を用いて推定することが好ましい⁽²⁾⁽³⁾。そこでまず各鋼板から25φ×100lの丸棒試験片を採取し、オーステナイト化温度1,200°Cより一端焼入れして各鋼種のCCT曲線を求めて比較してみた⁽⁴⁾。第12図~第15図はHT 50, HT 60-A, HT 70およびHT 80のCCT曲線である。図中の数字は、水冷端面よりの距離を示している。まずHT 50では水冷端面より25 mm深さまでは完全な焼入マルテンサイト組織であるが、それ以上の距離になるとフェライトおよびベイナイトが析出、さらにパーライトの析出がみられる。次にHT 60でも変態様相はHT 50とほぼ同様でパーライトの析出が多少遅れる程度である。しかるにHT 70およびHT 80



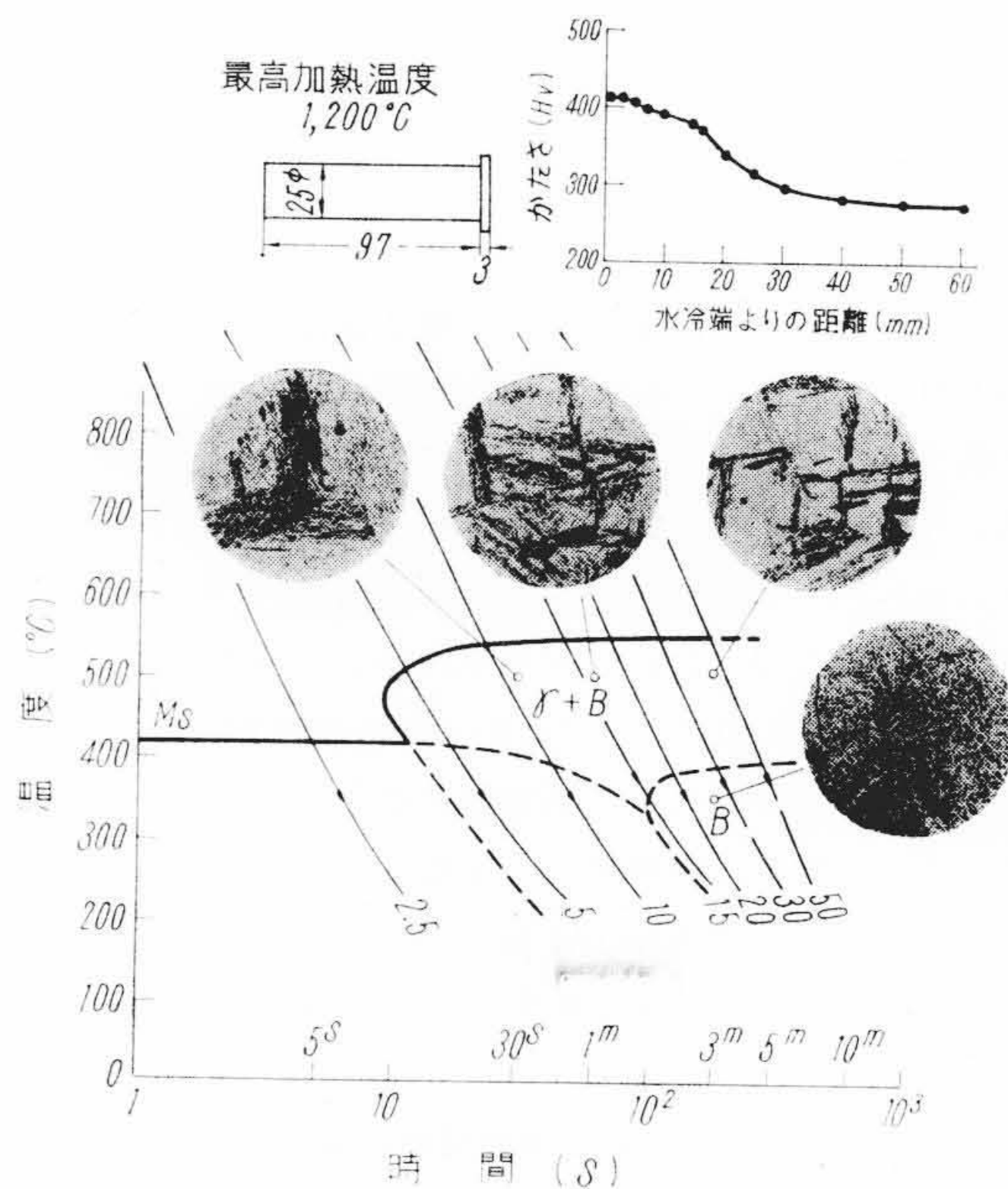
第12図 HT 50 の CCT 曲線



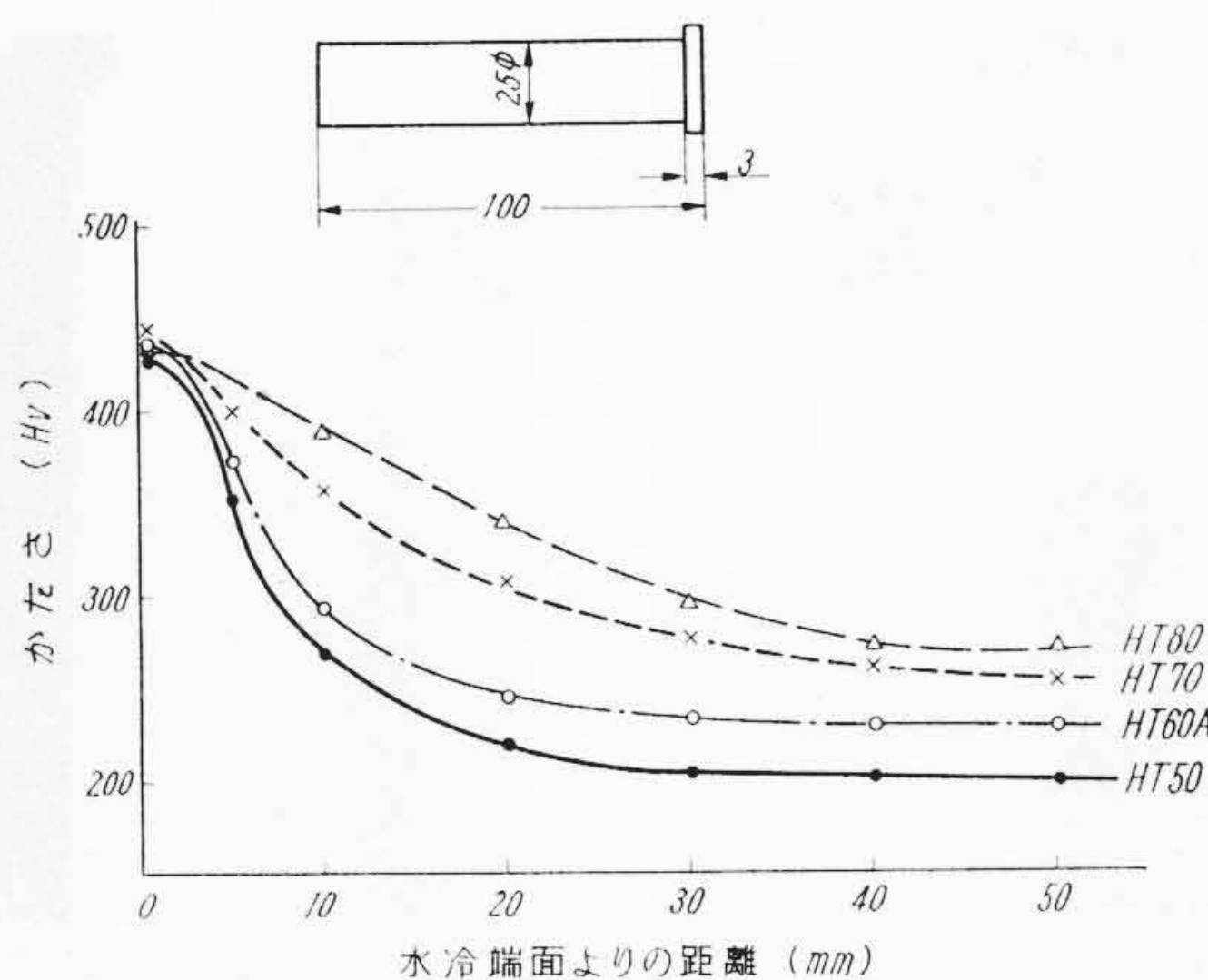
第14図 HT 70 の CCT 曲線



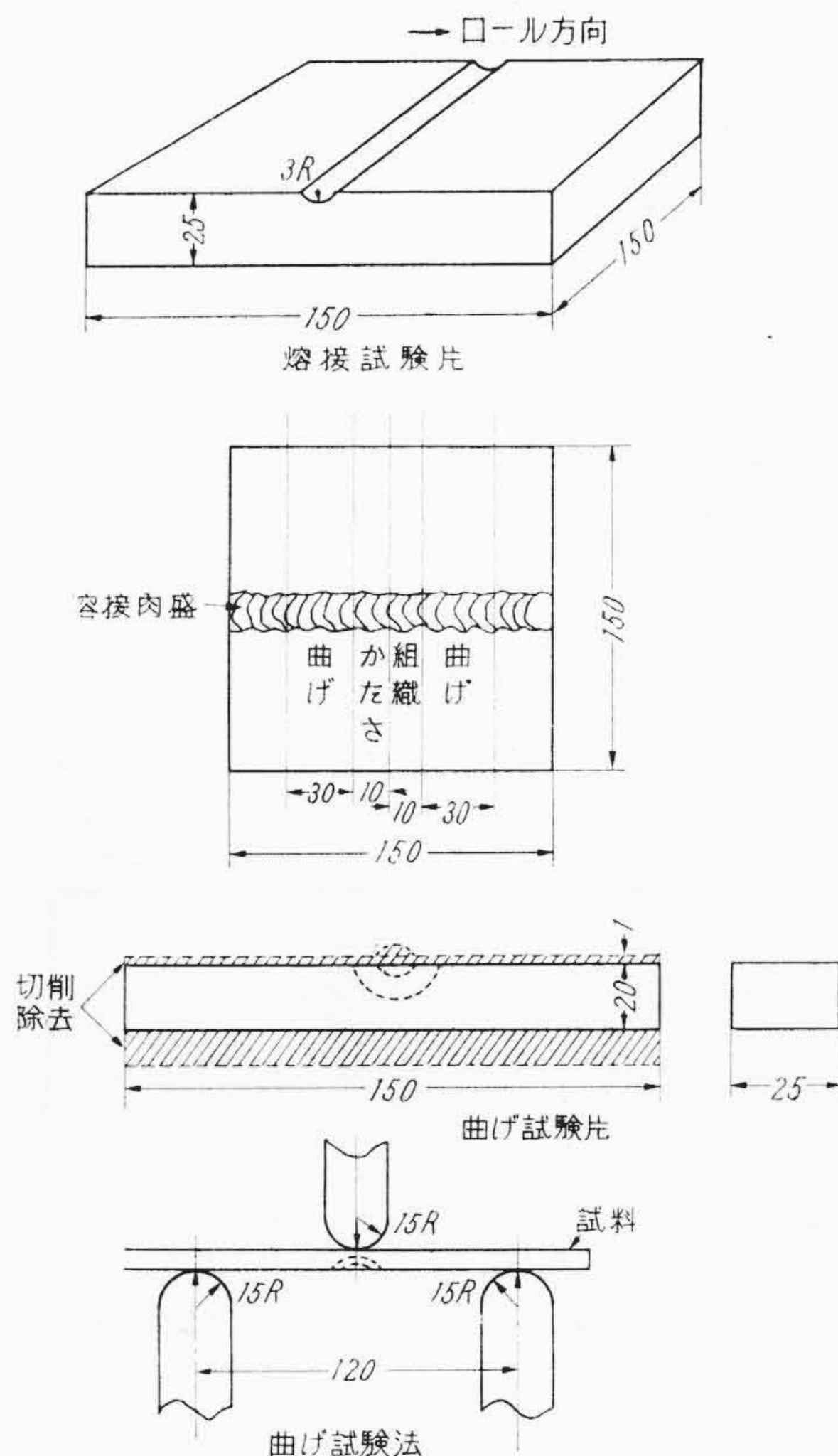
第13図 HT 60-A の CCT 曲線



第15図 HT 80 の CCT 曲線



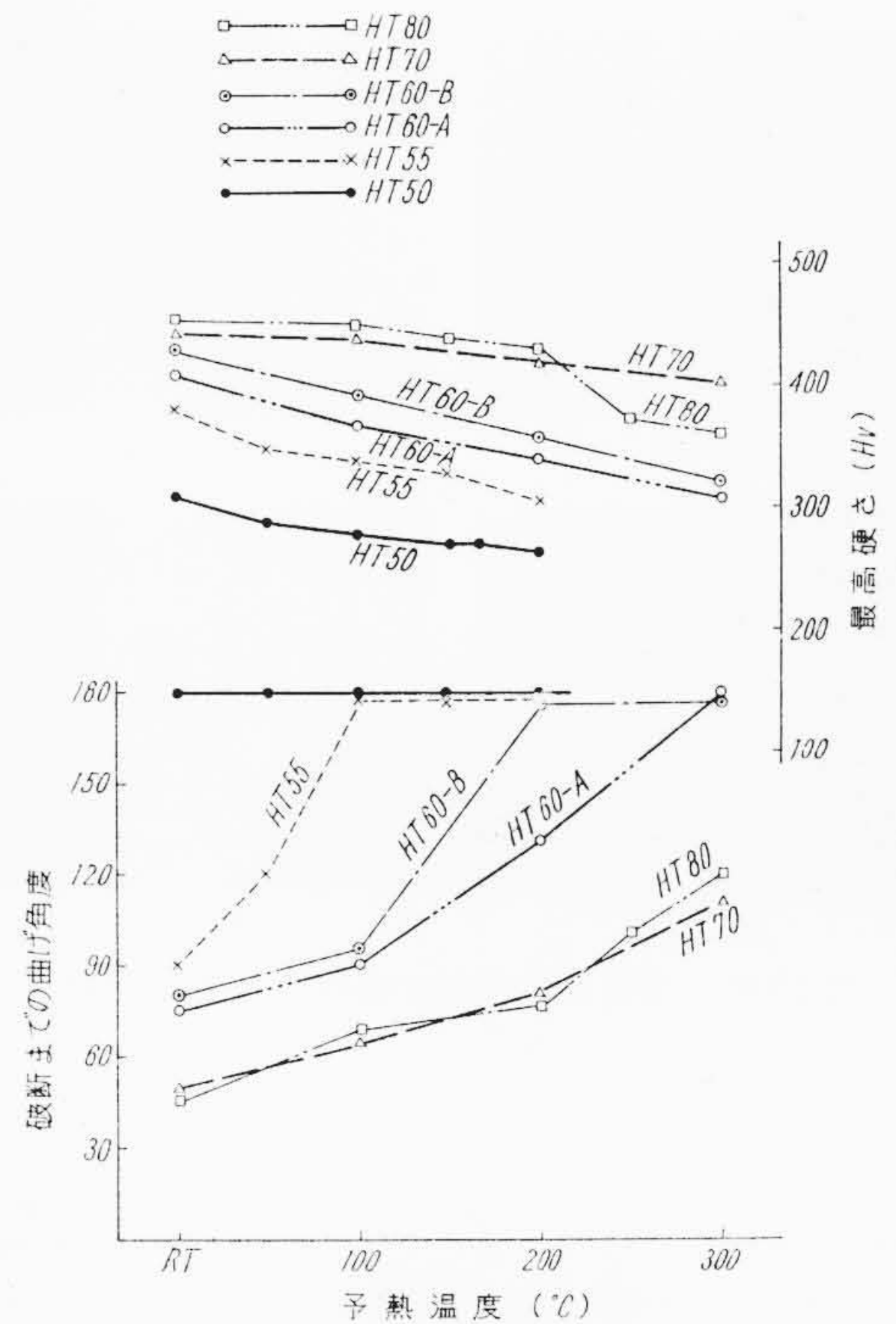
第16図 一端焼入試験後の水冷端面よりのかたさ分布比較



第17図 熔接試験要領と試験片寸法

になると水冷端面よりの焼入深さは大となり、一方冷却速度が小となっても550°C付近からのベイナイト変態のみで、前述のHT50および60の場合にみられるようなフェライトおよびパーライトの析出はまったく認められない。

いま一端焼入後の水冷端面よりのかたさ分布を比較してみると第16図のとおりである。図からわかるように合金鋼になると水冷端面よりの硬化深度が漸次増大し、HT50, 60, HT70, HT80の順序で焼入性が増大することが明瞭に認められる。これからみると焼入性の大きい鋼種ほど熱影響部の硬化性が大きいので、熔接性も悪くなる傾向があろう。



第18図 各種鋼板を予熱温度を変えて熔接した場合の熔接部の曲げ角度および最高かたさに及ぼす予熱温度の影響

3.2 熔接部の延性の比較

前項の比較で合金鋼の熔接熱影響部が容易に硬化することが知られた。しかし一方において硬化部が十分な延性を有するならば必ずしもき裂などの欠陥が発生するとはかぎらないから熔接性が悪いとは断定できない。そこで供試鋼板の熔接熱影響部の延性を比較してみた。

まず各鋼板より第17図上段に示す熔接試験片を採取し第2表の各熔接棒(4φ)で室温~300°Cで予熱し一層熔接を行なった(交流160 amp, 速度150 mm/min)。次いで第17図中段に示す位置から組織、かたさおよび曲げ試験片を採取し、図の下段に示す曲げ金具を用いて熔接部に割れが発生するまでの曲げ角度を測定し、その曲げ角度から延性を比較した。第18図は曲げ試験結果で、図の上段は熱影響部の最高かたさを示す。図からわかるように各鋼板とも予熱温度が上昇するほど曲げ角度が増加し、HT50はすべての予熱温度で180°C曲げても熔接部の割れは生ぜず、最高かたさもHV300以下である。次いでHT55, HT60-B, HT60-A, HT70およびHT80の順に熔接部の延性は低下し、最高かたさは大となっている。すなわち焼入性の大きなものほど熔接部の延性は一般に低下していることがわかる。したがって合金調質鋼では熔接に際して予熱の必要なことがうかがわれる。第19図は室温で熔接した場合の熱影響部の顕微鏡組織を示す。HT50およびHT60-Aではマルテンサイト+ベイナイトの組織を示すが、HT70およびHT80では、100%マルテンサイト組織であり、これらの組織を示すのは前述のCCT曲線からも当然である。

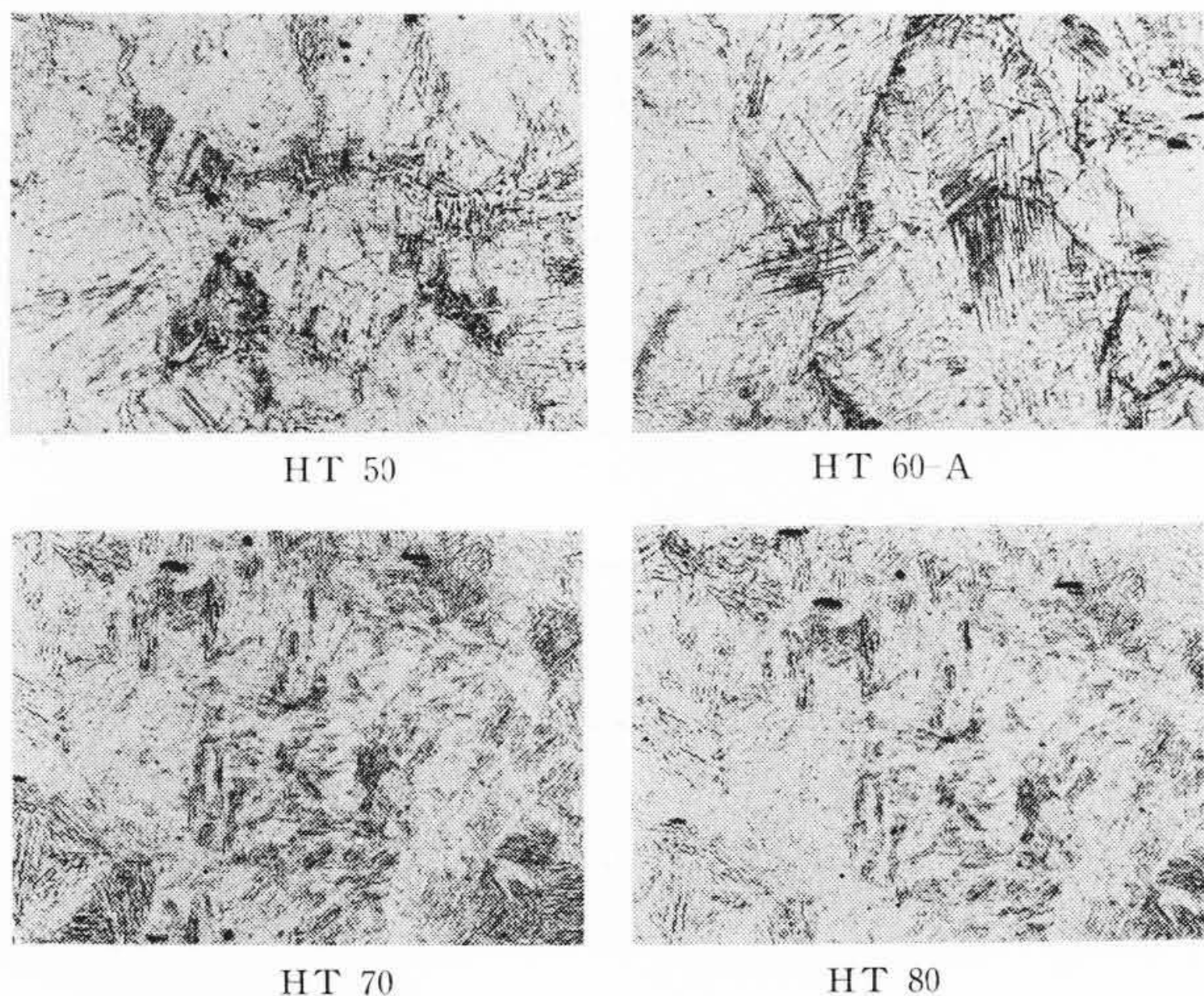
3.3 熔接割れ感受性の比較

前述までの結果から合金調質鋼になると熔接熱影響部が硬化し、

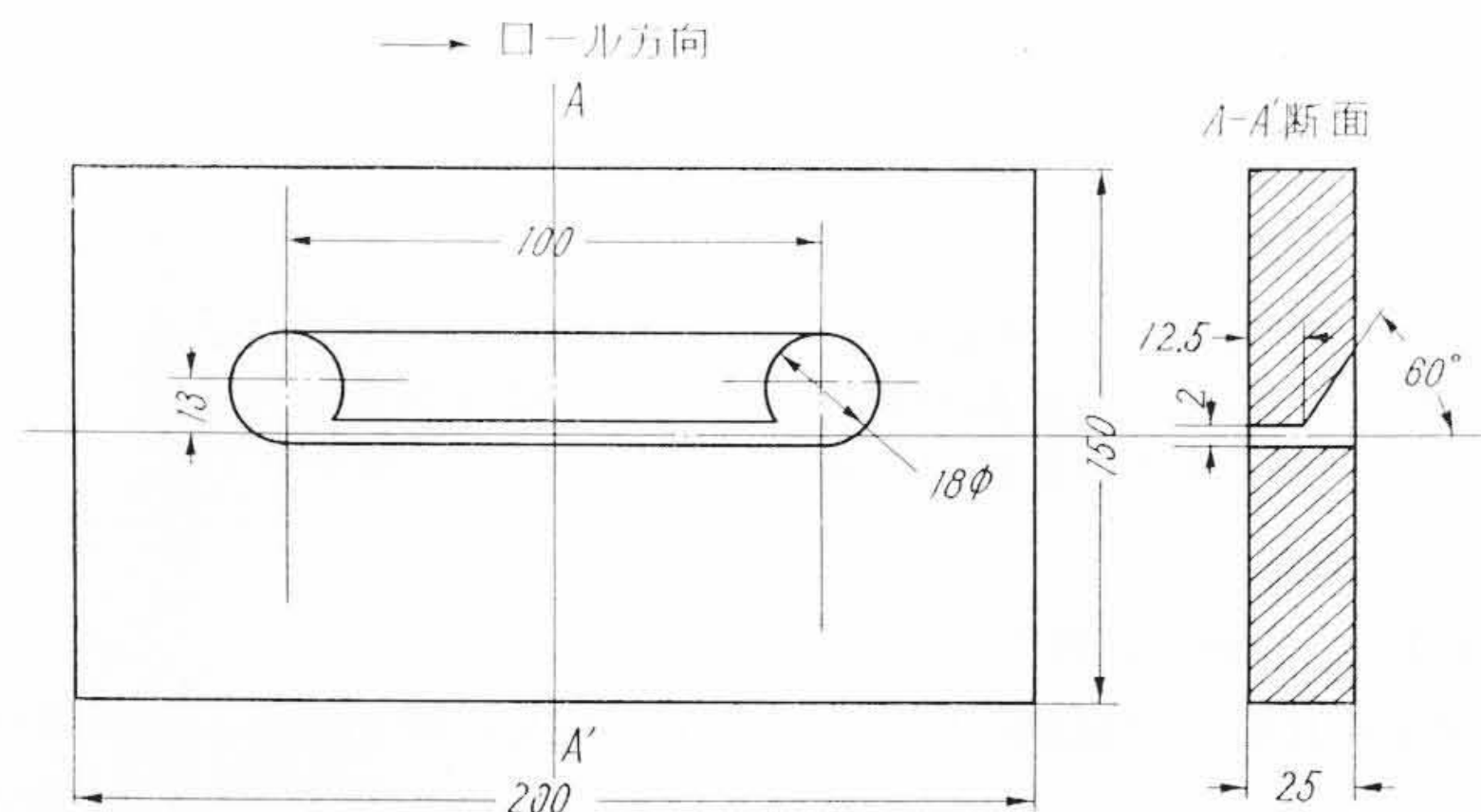
第2表 溶着鋼の化学成分(%)および引張強さ

棒 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	ひっぱり強さ (kg/mm ²)	使用 鋼 板
LB-62	0.04	0.37	0.98	0.016	0.004	0.58	0.12	0.20	52.0	HT 50, HT 55
LB-68	0.05	0.38	0.77	0.021	0.009	1.17	—	0.12	53.0	HT 60-A
LB-116	0.06	0.39	1.12	0.021	0.011	1.58	0.15	0.34	78.0	HT 70, HT 80

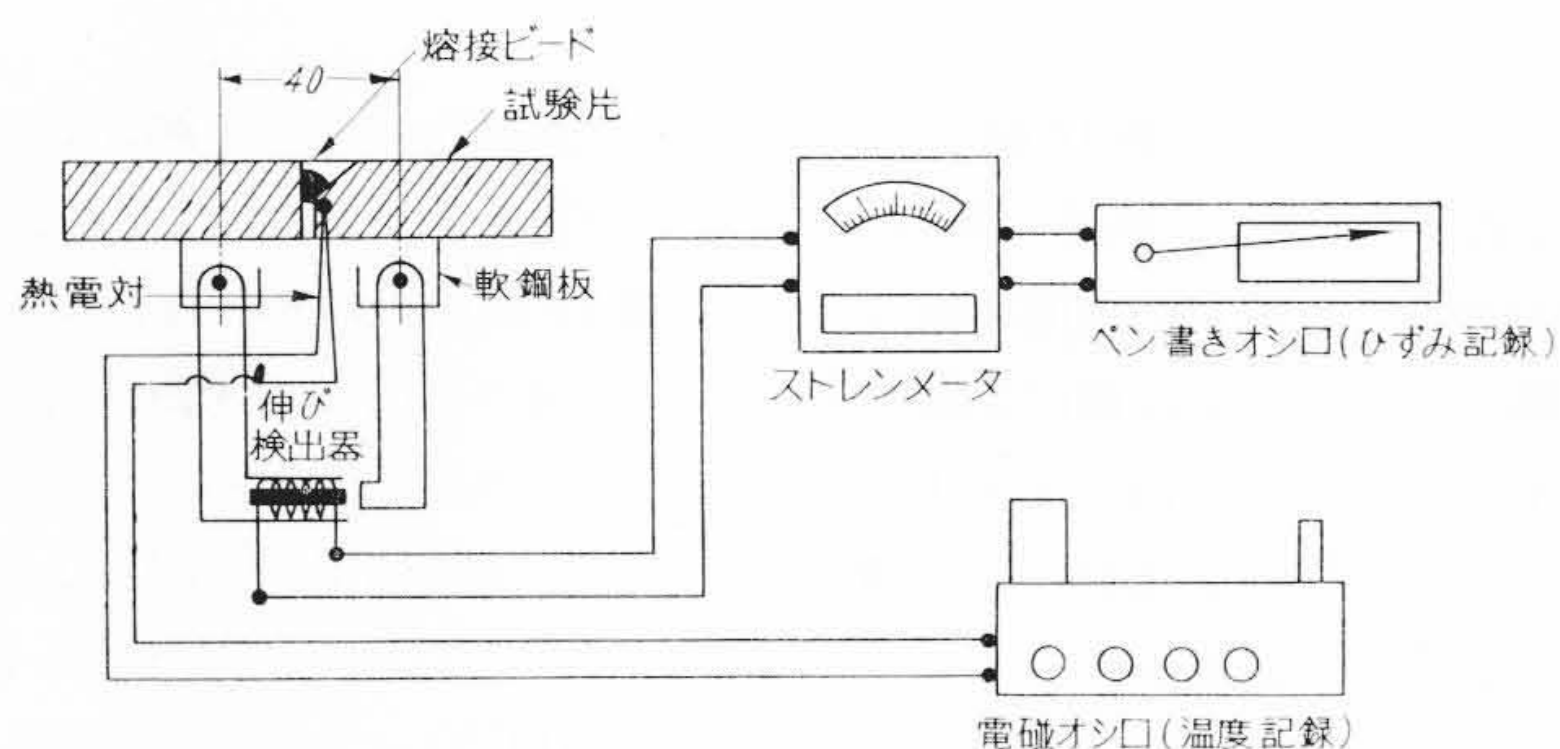
ひっぱり強さは溶接のまま。



第19図 熔接熱影響部の顕微鏡組織 (×90)

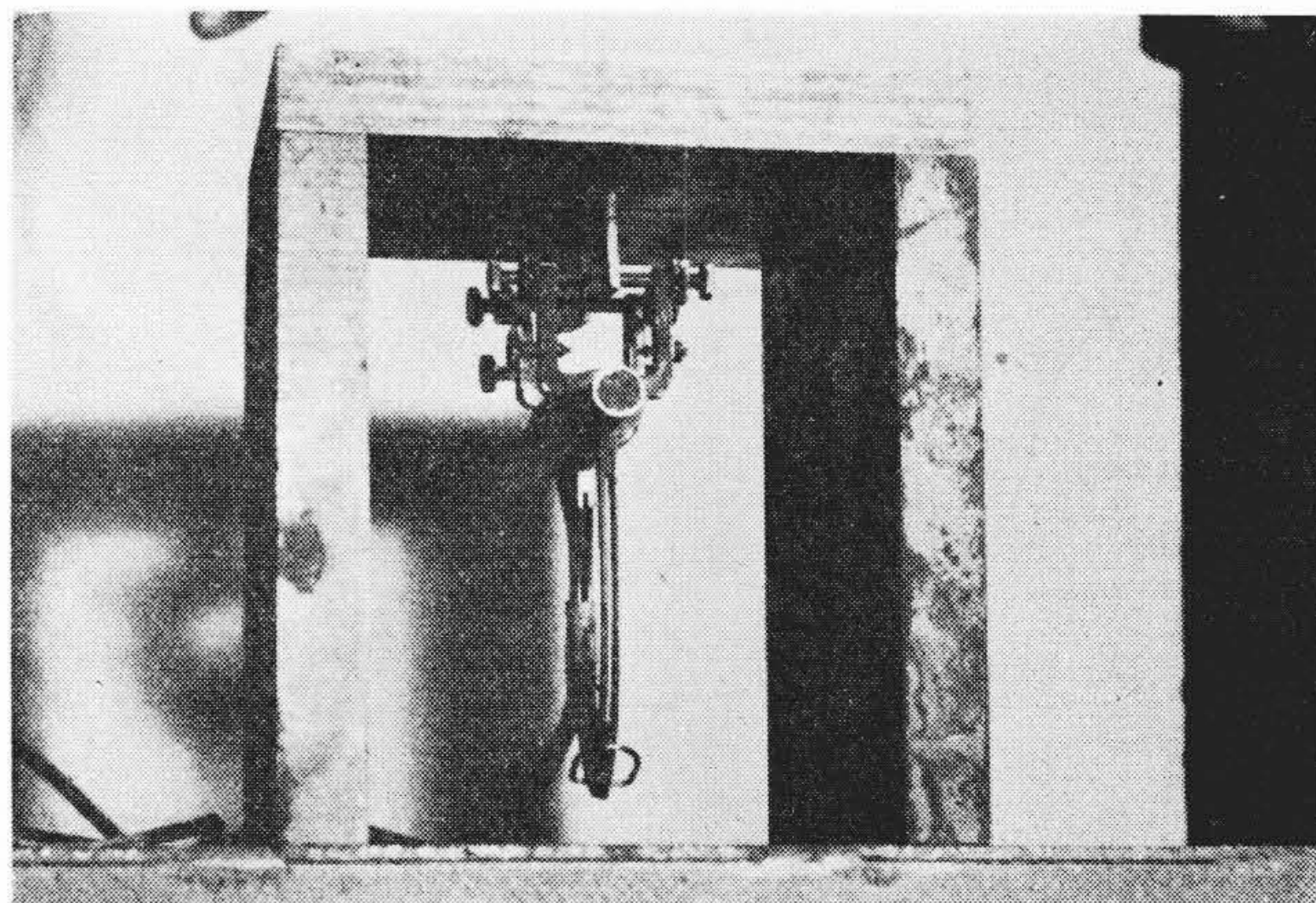


第20図 拘束き裂性試験片寸法 (mm)

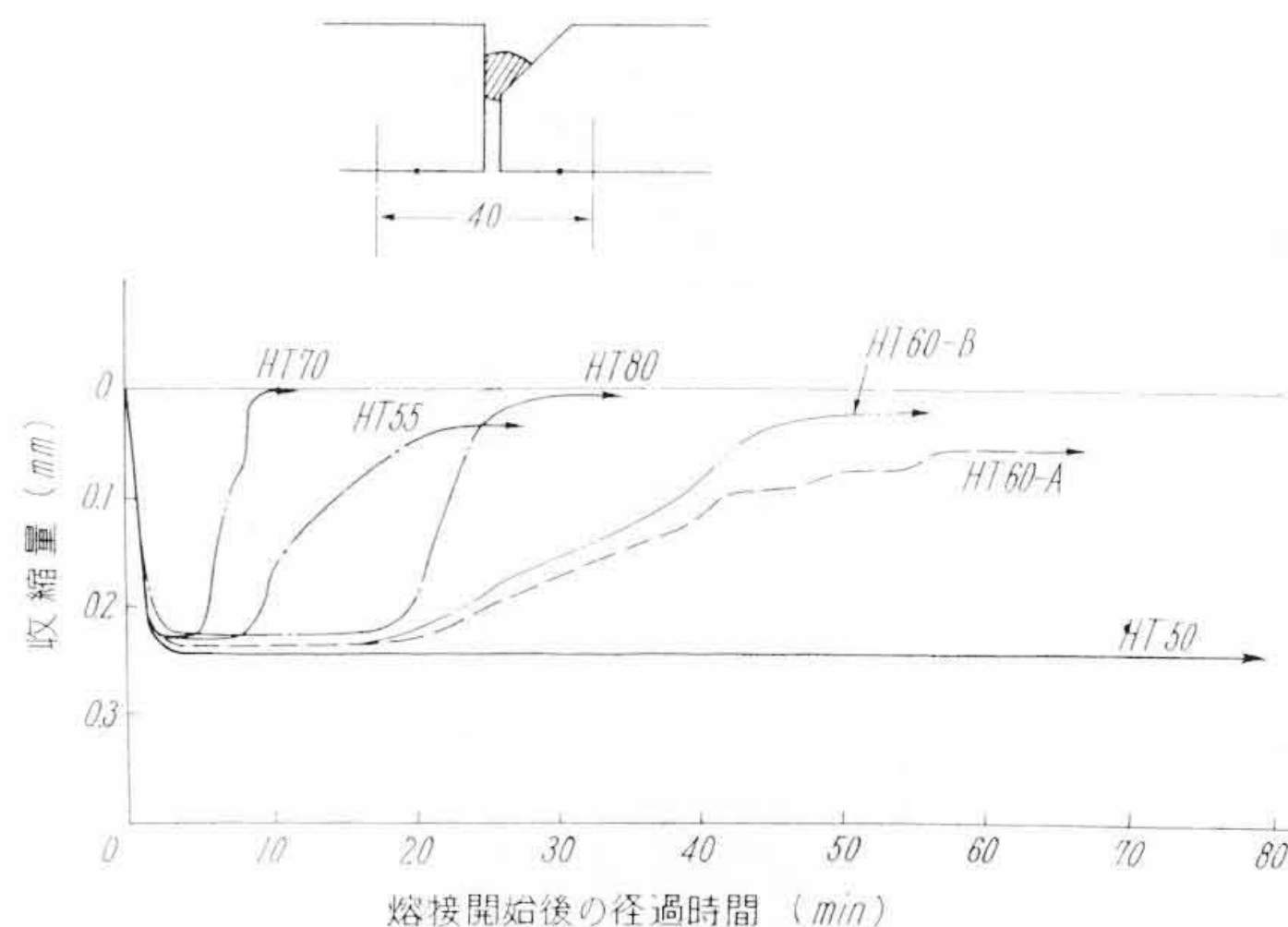


第21図 拘束き裂性試験方法

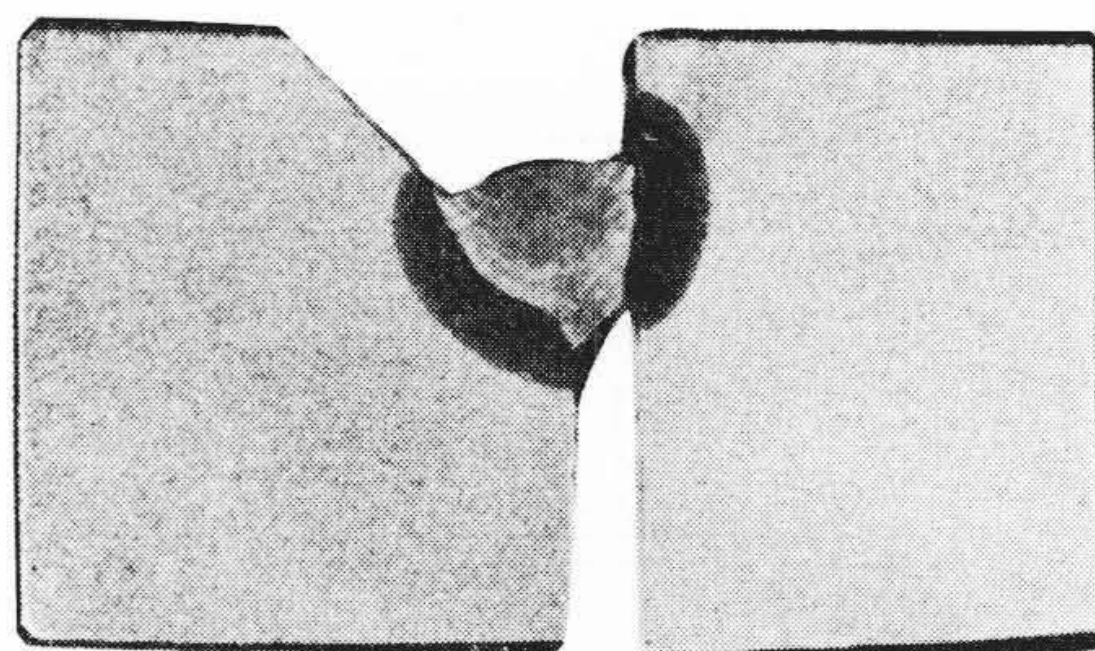
その延性も低下することが知られたが、さらに熔接割れ感受性の大小も熔接性を左右する重要な要素である。その場合一般に熔接作業は大部分拘束状態で行なわれるので割れ試験法も拘束された試験片で行なうことが大切である。普通この種試験法としては、鉄研式あるいはリーハイ形の拘束割れ試験法が最もよく使用されている。しかしこれらの方法によれば、熔接開先部の形状はU形あるいはY形であるため、たとえ熔接部に割れが生じたとしても、その位置は大部分は熔着部を貫通し、目的とする母材そのものの割れ感度を示さないくらいがある。そこで著者は、第20図に示すようなリーハイ形で開先形状をL形とした試験片が、熔接熱影響部の割れを見るのに都合のよいことを知った。一方熔接中の割れ発生状況をすでに紹介した⁽⁶⁾第21図に示す要領で観察した。すなわち、熔接試験片の裏側に第22図に示すように差動トランス式の伸び検出器を取り付け熔接中のひずみの変化を測定し、またあらかじめ熔接部に熱電対をそう入しその熱サイクルを測温するようにした。本方法によれば割れ発生に基づく異常膨脹が観測されると同時に割れ発生温度をは



第22図 拘束き裂性試験時の伸び検出器取付部

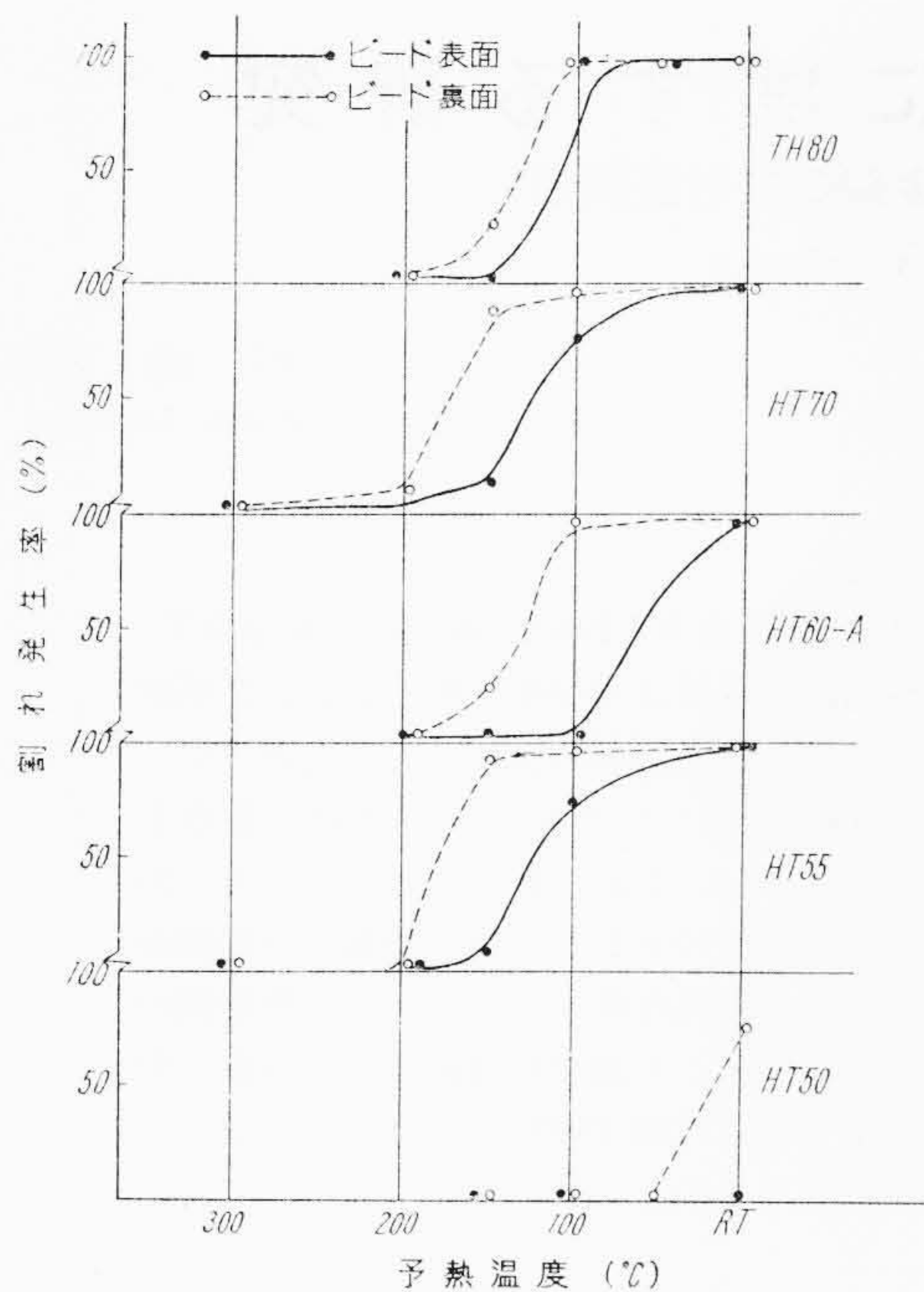


第23図 拘束き裂性試験結果 (予熱なし)



第24図 拘束き裂性試験後の断面マクロ組織

握することが可能である。なお熔接条件は前述3.2と同様で一層熔接とした。第23図は熔接を開始してから時間と熔接部の変形量との関係を示すものである。まずHT 50は熔接の開始とともに収縮し、ほぼ一定量に達したのちはその変形は停止し、なんらの異常変形は認められない。しかしほかの鋼板ではすべて収縮後ふたたび膨脹変形、すなわち、熔接割れを生じている。またその発生時間は、HT 70が最も短時間で、次いでHT 55, HT 80, HT 60-A, HT 60-Bの順で緩慢な割れ変形を示している。これら試験後の割れ発生位置を見ると、第24図に示すようにすべて熔接熱影響部を貫ぬいており、上記結果は熔接熱影響部の割れ感受性を示すものとみてさしつかえなからう。すなわちSi-Mn系でもMn量が多くなり、また合金調質鋼になると概して割れ感受性を増すが、その大小は必ずしも3.1および3.2の結果と符合しないことは注目すべき現象である。次に第25図は、同様の試験片で100~300°Cで予熱して熔接後ビートの表面および裏面(熔接後ビートの直下まで裏ハツリを行なう)のビード全長に対する割れ長さ(割れ発生率)を比較した結果である。HT 50の予熱なしの場合第23図では割れは検出されなかったが、ビートの裏面では約80%の割れが検出された。すなわちこの場合は



第25図 予熱温度と割れ発生率との関係

一部の割れが表面に伝ばしなかったことによるものである。次に HT 55 では 150°C 予熱でも裏面に割れを生じ、完全に割れを防止するためには 200°C 以上の予熱が必要である。また HT 60-A および HT 70 でもほぼ同様の割れ傾向を示し、HT 80 では、ビード表面および裏面ともほぼ同じ割れ率を示している。すなわち以上のことから各鋼板の完全に割れ防止可能な予熱温度が推定できる。また試験片の表面および裏面の割れ率の差(第23図の実線と点線の開き)は、き裂の伝ばの難易を示しているものと考えられる。

4. 考 察

まず各鋼板の機械的性質をみると合金調質鋼は圧延のままの鋼板に比較してすぐれた切欠じん性を有している。これは熱処理によって、鋼板の組織の改善が行なわれているためであり、使用目的によっては、60 kg/mm²以下の鋼板でも調質鋼とすることが望ましく、最近の市販鋼の中にもその例が多くなりつつある。またひずみ時効試験において Si-Mn 系のものは 250°C 時効で容易に脆化し、700°C 以下の焼鈍ではほとんど回復しないのに反し、合金調質鋼ではその脆化は割合に目立たない。一般にひずみを与えてのち時効処理した場合に起こる脆化の原因としては冷間加工による硬化と窒化物や炭化物の析出が考えられるが、多分に鋼板の製造履歴によるところが多い。

次に熔接性の点から比較すると概して合金添加量が多い高強度の鋼板ほど熔接性は悪くなるが、Si-Mn 系の HT 55 のそれは必ずしも良好とはいえない。Mn 量を多くすると焼入性が増すために熔接部が硬化しやすくなって熔接割れに対する感受性を増すようになるからである。したがってその使用にあたっては、熔接施工上に慎重

な配慮が望まれる。

原子炉用機器など高級な熔接継手が要求される構造物に対しては引張強さ 55 kg/mm² 以上の Si-Mn 系鋼は推せんできない。

また HT 70 および HT 80 は超高張力鋼として著名な T-1 鋼に匹敵する鋼板として開発されたものであるが、その製造には焼入-焼戻処理法が採用されておるため、熔接熱サイクルによって焼戻温度以上の温度まで加熱された場合には、母材強度が急変する欠点も見逃がせない。第11図の比較は単層熔接の場合であるが実際の熔接の場合には、多層熔接であるから繰り返し熱サイクルを受け、またユニオンメルト熔接法になるとその熱サイクルを受ける範囲が拡大されることが多く、これら局所的な軟化域が構造物全体の強度にどの程度の影響を及ぼすかは今後の研究課題であろう。

次に拘束き裂性試験法で L 形開先を採用した結果、母材の熔接割れ感度が容易に比較できて、各鋼板の熔接割れ傾向が単に母材の化学成分あるいは、その強度のみでは推定し得ない注目すべき傾向がは握された。従来鋼材の熔接性あるいは熔接施工条件は、大部分その化学成分あるいは熱影響部の最高かたさなどから決定される場合が多いが、熔接割れ感受性が必ずしもこれらに依存しないことは、現場施工上留意すべき点であろう。

いずれにしても一般に高張力鋼の引張強さが増せば熱影響部は硬化し熔接割れひん度も増大することは明らかで、熔接にあたっては適当な予熱および後熱処理が必要である。

5. 結 言

以上引張強さ 50~80 kg/mm² 級高張力鋼 6 種について機械的性質および熔接性を比較したがこれらを要約すれば次のとおりである。

- (1) 引張強さ 60 kg/mm² 級以上の合金調質鋼は、切欠じん性がすぐれているが、650°C 以上の加熱によって強度の低下をする傾向がある。
- (2) Si-Mn 系の高張力鋼はひずみ時効処理によって脆化し、700°C 以下の焼鈍では容易に回復しないが、合金調質鋼では脆化の程度は少なく、また一部 550°C 付近にも脆化範囲が存在する。
- (3) 熔接熱サイクルによって合金調質鋼は、750~900°C の加熱範囲で降伏点の低下がある。
- (4) 合金調質鋼では鋼の焼入性が大となるので熔接熱影響部は硬化し、その延性も低下する。
- (5) 熔接割れ感受性は母材強度が大となるほど一般に増大する傾向にあり、55 kg/mm² 級以上の鋼板では予熱および後熱処理が望ましい。

参 考 文 献

- (1) 鈴木, 田村: 溶接学会誌 21, 1, 29 (1960)
- (2) 関口, 稲垣: 溶接学会誌 3, 8, 29 (1960)
- (3) 関口, 稲垣: 溶接学会誌 3, 10, 29 (1960)
- (4) 日本鉄鋼協会編「鋼の熱処理」昭 32.3
- (5) 安藤: 溶接学会誌 269, 3, 29 (1960)
- (6) 小野, 根本, 八重樫: 溶接技術 63, 1, 9