

— 技 術 資 料 —

鋼材の熔接性

木 原 博*

は し が き

鋼材の熔接性について寄稿するよとの依頼を受けて冶金に関しては素人の筆者が本協会誌上にこの問題を解説するのは甚だ不適格であると感じたのであるが、鋼材を熔接した際生ずる種々な困難につき、使用者側の立場から問題の所在を明らかにしておくことも無駄ではあるまいと考え直して、筆を執つた。また最近特に熔接部の脆性破壊に関する研究が進み、見るべき成果も多く発表されているが、我が国では研究の主力を構造関係の人達が占め、冶金的な研究の少ないことが痛感されるので、この機会に研究の現状を紹介して、製鉄方面からの御協力を御願ひすることにした。なお筆者は従来構造用鋼材のみを取扱ってきたので、高炭素鋼や特殊鋼の熔接性の記述は不得手であるから、今回は問題を主として構造用鋼のみに限りたいと思う。

I. 熔接性の定義

鋸接にくらべて熔接は製品の重量を軽減し得て、その性能を向上させることができ、また工費節約と多量生産の面でも勝れているので、船体・橋梁・車輛・機械等は大部分が熔接構造化されるに至つた。従つて今日ではすべての鋼材が、二次製品化の工程において熔接されることを覚悟しなければならない。このように熔接は優秀な結合法ではあるが、一面において鋸接法とは比較にならない程敏感に鋼材々質の影響を受けるものである。しかも例えば鋸接の場合に、100本中1本の鋸が不具合であっても、接手強度は約1%減少するのみと考えてよいが、熔接線1m中に長さ1cmの欠陥があると、通常熔接に伴い発生する欠陥は鋭い切欠効果を示すので、容易に之が成長しやすく、かつ熔接々手を通じて鋼材は完全に一体となつていたので破壊はどこまでも進展するから、僅かな欠陥の存在といえども極めて危険である。これは熔接法が鋸接法より劣る点であるといえよう。しかしながらすべての構造物を熔接化せんとする趨勢は既に世界的なものであり、熔接を極限まで利用することなく

して重工業製品の海外輸出を考えることはできない。それ故に、熔接実施の障害となる点を技術的に排除して熔接が安全に適用し得るような環境を作り出し、之を十分活用することに努めなければならない。

熔接々手の安全性を最も支配する冶金的な因子は、材料の熔接性 (Weldability) であろう。この言葉は昔から広く用いられてきたものであるが、その意味する範囲は頗る広汎で、これを簡単に定義することはなかなか難しい。例えば Al はアーク熔接では相当に熔接困難でいわずに熔接性が悪いが、ガス熔接ではかなり熔接は容易で、また最近発明されたイナートガス熔接法 (Inert-gas welding), すなわちアルゴン等の不活性ガス気流中でアーク熔接する方法によれば熔接は極めて容易で、この場合には熔接性良好といえる。また通常の熔接棒ではアーク熔接困難な鋼材でも低水素型 (Low hydrogen type) と称する特殊な被覆剤 (Flux) を塗布した熔接棒を使うと、亀裂等の欠陥がない熔接を行い得ることが多い。このようにある材料が熔接しやすいか否かは、熔接法や熔接棒等の如何により大いに变化することを念頭におかなければならない。

また構造物中の接手は使用状態においていずれも応力を受持つものであるが、丸棒状の引張試験片とは違つて熔接構造物においては形状の不連続箇所に応力集中を生じ、また熔接部に不可避免的に存在する欠陥部分にも応力集中のあることを覚悟せねばならないから、熔接構造の安全性を確保するためには材料が十分な延伸性を有することが絶対に必要となる。従つて、熔接に伴う急熱急冷によつて硬化するとき材料による熔接接手を、強度重要な箇所を用いることは不安であり、かかる自硬性材料の熔接性を良好であるということとはできない。

AWS (American Welding Society) 用語委員会¹⁾の定義によれば、熔接性とは "The capacity of a metal to be welded, under the fabrication conditions imposed, into a specific, suitably designed structure and to perform satisfactorily in the intended ser-

* 運輸技術研究所熔接部長, 工博

vice”, すなわちある施工条件のもとで、所期の強度を有する接手が熔接可能 (weldable) かどうかを意味している。しかし筆者はこれを次のように定義して見たい。

“熔接性とは、母材と熔接棒 (広くは添加材) を組合せて考えるべき材料の一性質であつて、できるだけ多くの既知の熔接法によつて、欠陥のないかつ満足すべき機械的性質を有する熔接々手が作られ得る能力をあらわす尺度である”。

このように定義すれば、すべての金属材料の熔接性を一義的に比較することができて、便利であると思う。

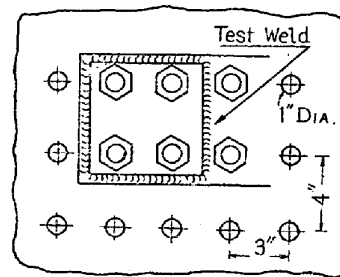
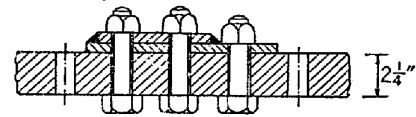
熔接々手の機械的性質を以て、熔接性を判定すべき決定的要素とするときは、構造用鋼の熔接性を支配する主要な因子は、まず母材変質部の硬化度ないし亀裂生成の有無である。また熔着鉄中に発生しやすい各種の欠陥、すなわち亀裂・ブローホール・不熔着部・スラグ巻込み等のうち、鋼材に関係があるのは主として亀裂のみであつて、他は大體熔接棒の性能によつて支配されるから、第2の因子として熔着鉄亀裂の発生傾向を挙げるができる。更に戦後、熔接船体の脆性破壊に関連して盛にとり上げられるに至つた鋼材の切欠脆性も、熔接々手の安全性に関する重大な要素であるから、鋼材の熔接性を評価するための因子としてぜひ考えなければならぬ。

II. 變質部亀裂

アーク熔接の場合、アーク熱により熔融した熔接棒の心線部分は接手開先中に移行し、冷い母材の一部を熔解して變着する。この間に熔着鉄に隣接する鋼材は激しい急熱急冷作用を受け、母材部とは組織を異にしたわゆる變質部を生ずる。變質部の冷却速度は焼入れ作業のそれに匹敵する程急激であるから、自硬性のある鋼材では變質部の硬化が当然問題となり、硬化が甚しいときはその変形能が失われ、熱応力あるいは変態応力に堪えきれず、自然割れが発生する。

變質部の組織を決定するものは、主として最高加熱温度とその持続時間及び冷却速度である。熔接の場合は温度変化が非常に急激であるから、これを熱処理実験により正確に再現することは難かしいが、適当な試験片を用いてほぼ近似的に変質部組織に近いものを得んとする試みは古くより多く行われ、満足すべき成果を収めている。岡田氏の提案した急熱急冷試験²⁾、あるいは Jominy 試験³⁾等は著明なものであろう。特に後者は鋼材の自硬性を判定し、ひいてはその熔接性を評価するための標準試験法として広く用いられている。之は Kinzel 氏

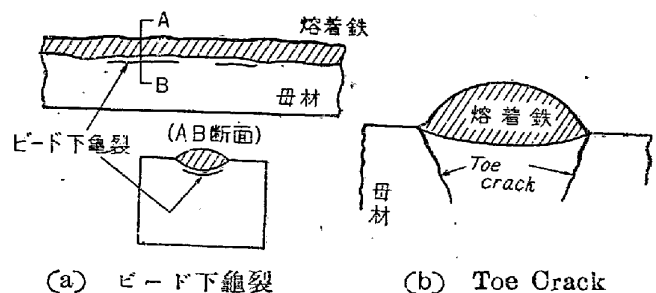
によつて提案され Doan 氏等により詳細が決定された方法であつて、標準形状の丸棒を 2100°F に加熱して變質部に近似した粗大なオーステナイト組織とし、次いでその一端を急冷焼入れして、各部のビッカース硬度を測定する方法である。



第1圖 Reeve 試験

第1図の拘束隅肉熔接による Reeve 試験片⁴⁾も、主として變質部亀裂発生の程度を検査するのに用いられる。試験片は下の厚板Eにしつかりボルト締めし、まず3方の隅肉を熔接する。試験片が冷却してから最後の右側の隅肉を一層熔接し、熔接部を切断して亀裂を検査する。このように熔接部は外部から拘束を受けるので、収縮応力に伴う亀裂が発生し易い条件となつている。もちろん變質部のみならず熔着鉄に亀裂の発生することも考えられるから、熔接棒の亀裂試験にも応用できる。

ビード下亀裂はビードと變質部の融合線に接近して之に平行方向に生ずる一種の變質部亀裂であり、約10年前より関係者の注目をひき始めた。(第2図(a)). Voldrich 氏の実験⁵⁾によれば、原板の表面にビードを熔接した場合、 $C + \frac{Mn}{4} + \frac{Si}{4} > 0.4$ の構造用鋼材では、ビード下亀裂が発生することがあると報告されている。この場合も、熱影響部の $\gamma \rightarrow M$ 変態による低温における膨脹応力のため、一般脆性材料の破壊様式にならつて、圧



(a) ビード下亀裂 (b) Toe Crack

第2圖 變質部亀裂

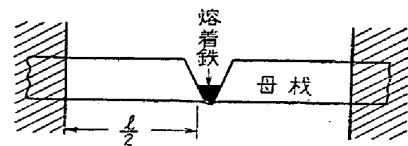
線に沿って硬化部（ビッカース最高硬度が約 400 以上の場合）が分離破壊しやすいことは事実であるが、低水素系熔接棒を用いるとビード下亀裂の発生は大いに阻止され、また 18-8 系等のオーステナイト型熔接棒のときは通常生じない等、変態応力のみを以てしては説明し得ない現象がある。またその発生する位置は、通常熔接線から 0.02mm ないし 0.5mm の至近距離に限られている。このような事実は先に Mallett 氏が報告したように⁶⁾、熔着鉄中の溶解水素の作用を考えることにより説明することができるであろう。すなわち低水素系以外の軟鋼用熔接棒では、被覆剤中に水素の発生源を相当含んでいるため、アーク中及び熔融池において熔融鉄は雰囲気から水素を吸収するが、之が固化冷却するに従って熔着鉄中の水素の一部は、水素量の少い母材に向い放出され拡散する。もし母材の $A_{r'}$ が低く自硬性の大きいようなものであると、低炭素鋼である熔着鉄が高温で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態をなしたため過飽和になった水素をなお γ 鉄である変質部が多量に吸収し、結局熔融線に近接した変質部が最も過剰水素を有し、常温附近における $\gamma \rightarrow M$ 変換に際しその部分が過飽和水素のため脆化するものである。このように考えると、オーステナイト系熔接棒でビード下亀裂を生じないことも当然なことは明らかである。

変質部に生じ易い亀裂としては、ビード下亀裂の他に、いわゆる Toe Crack と称し、ビード表面と鋼材表面の融合線部分で発生し板厚方向に向って進行するものがある（第 2 図 (b)）。Toe Crack の場合も亀裂の始まる箇所がビードに隣接した変質部であるから、水素の影響を無視し得ないことはもちろんであるが、収縮応力のため表面形状の不連続部に生ずる引張応力の集中に脆化部が耐えきれず破壊することが、その生成の主因であろう。変質部亀裂は硬化に伴うものであるが、通常の構造用鋼としては硬化亀裂を発生するときものは勿論不適格であり、後述するごとく接手の変形能をも考慮するときは、変質部の最高硬度をある限度（理想的にはビッカース硬度 200）以下におさえることが望ましい。また変質部の亀裂発生や硬化は、僅か数十度の予熱により大いに阻止されるものであることを附言したい。200°C 以上に完全に予熱するときは自硬性の甚しい鋼材でも、変質部亀裂を生ずることは殆んど無い。

III. 熔着鉄亀裂

熔着鉄に発生する亀裂は、その冷却に伴う収縮に起因する収縮亀裂の一種である。熔着鉄の亀裂は熔接棒の種

類によつてその発生傾向が非常に変化するとともに、鋼材の影響をも非常に敏感に受けるものである。また常温において優秀なる機械的性質を示す熔着鉄を生ずるとき熔着棒は亀裂を発生し難いかというと、必ずしもそうではなく、むしろ逆な場合も多いのである。極端な例であるが、被覆剤を全然塗布しない裸心線で熔接して得られた全熔着鉄は、延伸率も 10% 以下で極めて脆いが、熔着鉄に亀裂を生ずることはまず皆無である。現在では常温に於ける全熔着鉄の機械的性質とその亀裂感受性の間には、関連性が全くないものと考えられている。



第 3 図 拘束された衝合接手

第 3 図のごとき衝合接手を考えると、第 1 層の熔着鉄の厚さは母材板厚に比し遙かに薄いため、接手の両端が剛に固定されているため生ずる収縮応力は、母材部分で降伏点以下の大きさであつても熔着鉄部分では降伏点以上となり、結局熔着鉄部分に引張歪が集中する現象のあることは容易に想像される。しかし接手の自由長が非常に短く歪の集中が最も甚しいような条件のもとでも熔着鉄に集中する塑性引張歪の量は 2% 程度に過ぎないことが予想され⁷⁾、熔着鉄が全く均質であるとすれば収縮応力のみを以て熔着鉄亀裂の成因を説明することは不可能である。

熔着鉄中に発生しやすい各種の欠陥のうちに線状組織と称せられるものがあり、熔着鉄亀裂と共存する率が極めて高いので、亀裂の生成原因を説明するための有力な手掛りとして注目をひいている。これは、外国よりもむしろ我が国で研究の進んだ問題で、岡田氏は Ice-flower like structure (霜柱状組織) と命名した。同氏の定義によれば、線状組織とはアーク熔接部に形成される組織の一種で、極めて微細なる柱状晶が霜柱状に併立し、その間に顕微鏡にて見得る程度の非金属介在物と気孔を含み熔着鉄の破面において見られる独特なものである。熔着鉄中に線状組織が存在すると、柱状晶発達方向に直角に引張つた場合の機械的性質、特に延伸性と引張強さは甚しく減少する。岡田氏は、線状組織生成の原因として次の 3 条件を挙げた⁸⁾。

- a. 熔着金属が細い柱状晶を形成し得る冷却条件の下にあること。
- b. 耐火性脱酸生成物、即ち鋼の凝固温度以上で固体

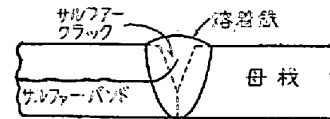
として存在する $\text{SiO}_2 \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ 等が、コロイド状ないしは微視的粒子として分散状態にあること。

c. 微視的気孔は熔融金属が溶解した水素によつて生ずるものであり、熔融金属の水素溶解量が、1気圧の平衡状態で凝固温度にある固体金属の水素溶解量より多いときに限る。

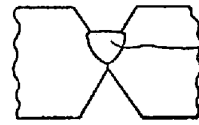
要するに水素が多量に溶解されているとき、熔着鉄の凝固過程で脱酸生成物が分解していると、溶解度変化により放出される水素原子がこれに吸着し、再び分子を形成して気孔を作るのである。しかも冷却速度が大なるときは、柱状晶は急速に発達して結晶間に介在物と微視的気孔を残留するため線状組織となり、上層の熔接を行い再加熱されたとき柱状晶自身は微細化されても、前に形成された結晶間の弱点はそのまま残存し、多層熔接においてむしろ明瞭に見得る結果ともなるのである。線状組織生成の1原因となる耐火性脱酸生成物は、高温におけるスラグと熔融金属の平衡あるいはスラグの還元により金属元素として一旦熔融鉄中に溶解し、再び酸化析出するものと考えなければならない。従つて線状組織の発生は、スラグと熔融金属の平衡関係、熔融金属脱酸の程度各種ガスの化学的物理的作用をすべて総合して、始めて完全に説明し得るものであろう。

小林氏が熔着鉄の各種破面のX線廻折写真を観察して証明した通り⁹⁾、収縮割れ面では線状組織を破断して得られた線状破面に比し残存永久歪が著しく少いから、両者を全く同一のものと考えすることはできないが、同氏も指摘しているごとく、収縮割れは概して線状組織部で起りやすく、その間に密接な関連性のあることは否定できない。前述のように、熔着鉄が均質であるとする収縮応力のみを以てしては亀裂の発生を説明できないから、非金属介在物の部分における応力集中や析出ガスの圧力等を亀裂発生を要因として考えることが必要であると云えよう。岡田氏の研究を始めとして、非金属介在物の生成¹⁰⁾¹¹⁾ないし熔着鉄の脱酸¹²⁾に関する有益な研究結果も既に多く発表されているが、熔着鉄亀裂発生の原因を総合的にかつ定量的に説明するだけの成果はまだ報告されていない。しかも熔着鉄亀裂は熔接棒の特性のみならず熔融鉄中にとけ込む母材成分の影響を大きく受けることは当然で、問題は更に複雑なるものであり、その発生原因に関してはまだ未解決のまま多くの分野が残されていると云わざるを得ない。

硫黄の偏析によるサルファー・バンドの存在するリムド鋼を熔接すると、いわゆる硫黄亀裂(Sulphur crack)が熔着鉄中に発生する。このサルファー・クラックはユ

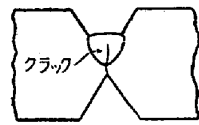


(i) ユニオンメルト熔接



(ii) 手 熔 接

(a) 熔着鉄のサルファー・クラック(リムド鋼)



(b) 熔着鉄の龜裂(キルド鋼)

第4圖 熔着鉄龜裂

ニオンメルト熔接法の採用に際し、特に我が国において問題となつた。高速度熔接法であるユニオンメルト法によるときは、第4図(a)に示すように、25mm程度の厚板でも高電流で単層熔接するから、その熔込みが深いため、母材のサルファー・バンドの影響を多く受け、かつ手熔接の場合にくらべると甚しい亀裂を発生するものである。周知のごとく Fe と FeS の共晶点は 980°C であるから、 FeS が偏析している部分の熔融点が鋼の熔融点より遙かに低いことは想像に難くない。従つて線状組織生成の場合と同様に、この低熔融金属部は柱状結晶の間に狭まれ、そこに耐火性脱酸生成物やその他の不純物が集積し弱点を形成することになると同時に、熔融鉄からこの部分に遊離放出された水素が亀裂の発生を大いに助長するものと説明される。通常のアーク熔接の場合にも、ユニオンメルト熔接の場合程甚しくないとはいえ第4図(a)に示すように小さなサルファー・クラックが発生していることが多く、またリムド鋼熔接部のビード表面から存在が認められる亀裂の大部分は、母材のサルファー・バンドに起因するサルファー・クラックであると考えてよい。このように、熔着鉄亀裂の発生に及ぼすSの悪影響は真に寒心すべきものがある。キルド鋼及びセミキルド鋼においてはサルファー・バンドは殆んど存在しないから、第4図(b)に示すような応力集中部から、亀裂が発生し、いわゆるサルファー・クラックは生じないが、それでもなお母材中のSが熔着鉄亀裂の発生に及ぼす影響は頗る大きい、Sによる熔着鉄亀裂発生

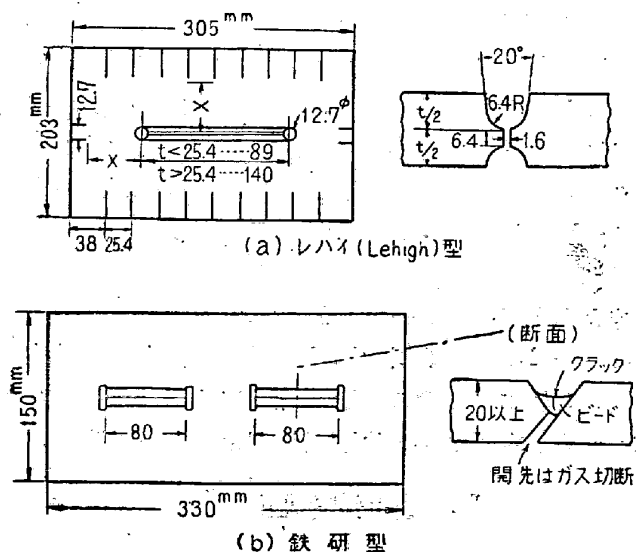
について、他の冶金の諸因子との相関関係を考慮に入れた総合的な理論を確立することが必要である。

鋼材中に不純物として含まれる P, Cu, Cr 等が亀裂に及ぼす影響に関しても、従来は定性的な説明がなされているにすぎないから、この方面の研究を促進して、かかる不純物の許容限度を合理的に決定することが切望される。

1例を ASTM.A131-50aT 規格にとると、熔接構造用鋼材の生産に対しては Ladle 分析値の制限と共に、Check analysis, すなわち圧延すべき鋼塊の最も不純物を多く含む頭部(中央)から試料をとり、その分析を行うことが要求されている。同規格での S, P の許容限は check analysis でそれぞれ 0.063 及び 0.05% 以下である。(第3表参照)。かかる制限を附するのは、熔着鉄亀裂の発生を恐れこれを阻止せんがための配慮に他ならない。

かかる規格の精神を製鉄関係者が十分感得されると同時に、鑄造された鋼塊の頭部をどこまで除去して圧延すれば、製品が熔接するに耐えるものとなるかを研究して頂きたい。使用者が熔接に際して悩まされるのは、入手した鋼材の一部が熔接性悪く、甚しく工事に支障を与えることである。研究の結果もし必要とあれば、鋼塊を上部和下部に2分して圧延し、それぞれ銲接用、熔接用に区分して市販するよう処置することも一つの対策であろう。

なお熔接棒と母材を組合せて熔接し、熔着鉄亀裂発生程度を検するための亀裂試験片には、熔着鉄の収縮を抑制して亀裂が発生しやすいようにした拘束型の試験片が用いられる。第5図は代表的な数例で、(a)は Lehigh 式¹³⁾。(b)は鉄研式¹⁴⁾亀裂試験片である。いづれ



第5図 亀裂試験片

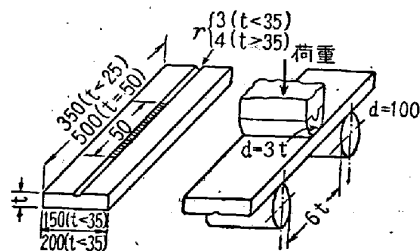
も衝合開先部に一層熔接のビードを置いて、その亀裂度を検する。Lehigh 式のものでは、試験片の周囲より鋸目を入れて拘束長“x”を変え、ちようど亀裂の止つた長さで亀裂性を定量的にあらわす。鉄研式ではビードに生じた亀裂の長さで比較する。

IV. 熔接部の變形能

熔接構造物が荷重に耐えて安全に使用されるためには熔接部が延伸性に富まねばならない。熔接々手の強度試験法として通常用いられる衝合接手の引張試験や曲げ試験でも、ある程度熔接部の延伸性を推定することはできるが、最も検討を要する変質部の延伸性を十分評価するには不適當で、そのためには特殊な試験片を用いて実験を行う必要がある。かかる目的のための試験として、もつとも代表的なものは、縦ビード曲げ試験とT隅肉曲げ試験である。

縦ビード曲げ試験は、戦前欧州各地で数件発生した高抗張力鋼製熔接橋梁の破壊に端を発した St 52 鋼の改良に際して、ドイツにおいて盛んに使用されたものであつて、熔接部の變形能を試験するに最も適した方法であると信ぜられている。

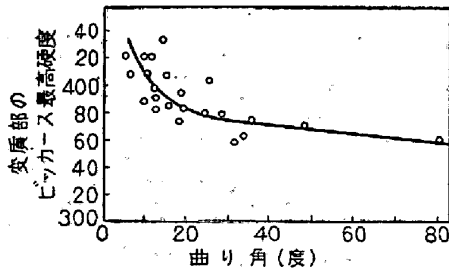
各研究者毎に試験片寸法は多少異つているが、その原理は全く同じで、代表的な1例は第6図に示すごとくである。これは Kommerell 氏の提案した試験片寸法で、



第6図 オーストリア型試験片

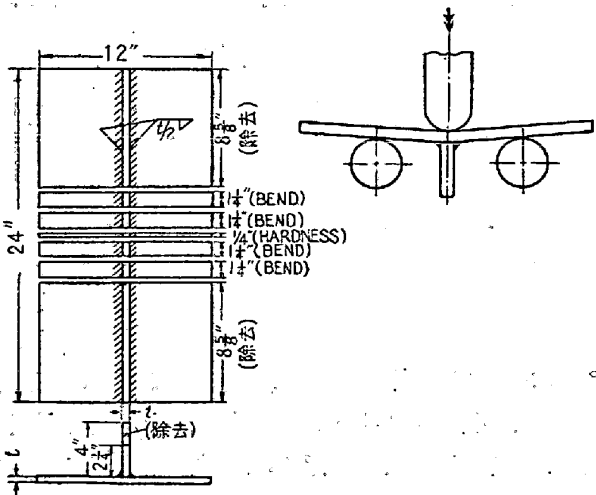
オーストリア試験片と通称されるものである。板表面に設けられた小溝中にビードを熔接し、その面を引張り側にして室温で曲げ試験を行う。通常、熔接部に発生した微小亀裂が母材中に進展し始める時期を板表面から観察して、その時の曲げ角度の大小を以て鋼材の優劣を比較する。従つて変質部が硬化し變形能を失つている場合や硬化が甚しく変質部亀裂が既に存在しているときは、試験片は小さな曲げ角度を示すに過ぎない。変質部の延伸性が余り損われていないときは、ビード部から亀裂が発生することもあるが、亀裂の発生場所が如何なる条件により決定されるかはまだ明らかにされていない。いずれにせよ、曲げ角度が変質部最高硬度によつて左右される

ことは当然予想されるところで、既に Werner 氏は受合のローラー間隔 12T (Tは板厚) のビード曲げ試験によつて、変質部最高ブッカース硬度と曲げ角度間の関係に対し第7図の結果¹⁵⁾を報告している。また同氏は Ac_1-Ar_1 履歴範囲と変質部最高硬度との関係にも考察を進め、履歴範囲の大きい程硬化も著しいことを見出している。



第7図 ビード曲げ角度と硬度

鋼材が実用に適した溶接性を有するか否かは、曲げ角度によつて判定される。事故を起した初期の St 52 は僅か数度の曲げ角度を示すに過ぎなかつたが、鋼材成分を研究することにより数十度の曲げ角度を示すように改善された。判定の基準値の1例をあげると、ノルウェー海事協会では板厚 25mm の場合、50°、30mm で 42°、35mm で 37° の曲げ角度の得られることを要求している。



第8図 T隅肉曲げ試験片

第8図は Bissell 氏等により提唱されたT隅肉曲げ試験¹⁶⁾である、T隅肉溶接部から巾 1 1/4" の曲げ試験片を削り出し、ジグ上で加圧屈曲する。亀裂は隅肉下端(左図)の変質部から発生する。最大荷重時の曲げ角度、最大荷重及び破面の性質(剪断型か脆性型か)を記録して、鋼材の溶接性を比較検討する。

このように、変質部硬度は溶接部の延伸性を支配する

最も重要な因子であるから、変質部の最高硬度を測定することにより後者をほぼ推定することが可能である。この意味で、溶接構造を形成する接手の変質部最高硬度がある限度以下であることが望ましい。Jackson 氏によれば¹⁷⁾、変質部最高硬度 (H_{max}) が 200 ビッカース以下ならば理想的としている。 H_{max} が 200~250 では、厚板溶接に際しては軽く予熱することが必要な場合がある。 H_{max} 250 以上の変質部を生ずるようならば、溶接部を 150°C 以上に予熱し、変質部の硬化を防がねばならない。

H_{max} と等価炭素量 (C_{eq}) の間には密接な関連性があり、Dearden 氏¹⁸⁾ は次式によりアーク溶接の変質部最高硬度上限値が求められることを提唱した。

$$H_{max}(V.H.N) = 1200 C_{eq} - 200 \dots\dots(1)$$

溶接に於ける C_{eq} を如何にとるかは議論の存する所であり多くの実験式が提案されているが、例えば Trellett 氏¹⁹⁾ は (2) 式を提案している。

$$C_{eq} = C + Mn/6 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/4 + Cu/3 \dots(2)$$

これに対し Voldrich 氏⁵⁾ は、C、Mn を主成分とする構造用鋼に対し、ビード下亀裂の発生にも関連して、 C_{eq} を次式の形で求めた。

$$C_{eq} = C + 1/4(Mn + Si) \dots\dots(3)$$

両式の根本的な相違は、前者が Si の硬化性に及ぼす影響²⁰⁾を無視しているのに対し、後者では之を Mn と対等に認めている点である。

このことに関連して、各国で現用している溶接構造用高抗張力鋼のうち、最も一般的に用いられているものの規格を調べると第1表の如き独ソ系の C-Mn-Si 鋼と、Si は通常のキルド鋼程度しか含まない米英系の C-Mn 鋼の2群に大別することが出来るのである。Trellett 流の C_{eq} は前者規格の有利なことを示し、Voldrich 流の C_{eq} は後者の有利なことを示しているといえよう。鋼材規格の決定は変質部の硬化のみによつて定められるべきではなく、溶着鉄亀裂の発生や切欠脆性をも勘案しなければならぬことはもちろんであるが、かかる総合的な考察の一環として、Si が変質部の硬化性に及ぼす作用をまず確かめることが望ましい。

また欧米では Cor-Ten, Hi-Steel, Tri-Ten, Yoloy 等の各種 Mn-Cu-(Cr)-(Mo) 系高抗張力鋼が溶接構造に用いられているので、この方向に対しても研究を進めてそれらを実用化する努力を払わなければならない。

V. 鋼材の脆性破壊

1. 沿革

第1表 各國の熔接構造用高抗張力鋼規格

(a) アメリカ (Navy Dep. Specification, 1948)		(b) イギリス (Fusion Welding Quality, B.S.S.968)		(c) ドイツ Baustahl St. 52		(d) ソ連	
成分(%)		成分(%)		成分(%)		成分(%)	
C	<0.18	C	<0.23	C	<0.2	C	0.14~0.22
Mn	<1.30	Si	<0.35	Si	<0.6	Si	0.39~0.48
P	<0.04	Mn	<1.80	Mn	<1.2	Mn	0.61~0.77
S	<0.05	Ni	<0.50	P	<0.06	P	0.028~0.039
Si	0.15~0.35	Cr	<1.00	S	<0.06	S	0.02~0.03
Cu	<0.35	S	<0.06	P+S	<0.10	Cr	0.59~0.67
Ni	<0.25	P	<0.06			Ni	0.42~0.68
Ti	<0.005					Cu	0.28~0.44
V	<0.02					Mo	0.07~0.08
Cr	<0.15						
Mo	<0.05						

戦後熔接界において、鋼材の脆性破壊が非常に重要視され始め、熔接構造方面では最も緊急を要する問題として研究の主力が注がれている。すでに欧米各国では従来の研究成果にもとづいて熔接構造用鋼材規格を改訂し、また JIS 規格でも新しく G3106 (1952) として、脆性破壊の危険性が少ない鋼材成分を採用するに至った。

熔接構造の原因不明の破壊が熔接界を震撼させたのはまづアメリカにおいてであつて、戦時中熔接を全面的に採用して建造した約 4700 隻の商船のうち、その約 2 割が船体の損傷事故を引起し、25 隻は強度上致命的な破壊を生じた。最も程度の甚だしい事故は 1943 年 1 月 16 日油槽船 "Schenectady" 号において突発した。同船の試運転終了後造船所の艦装岸壁に緊留中、船体が突如大音響と共に甲板側より真二つに折れ、僅かに船底外板の一部を残して完全に切断した。かかる悪質な事故は造船史上未曾有のものである。

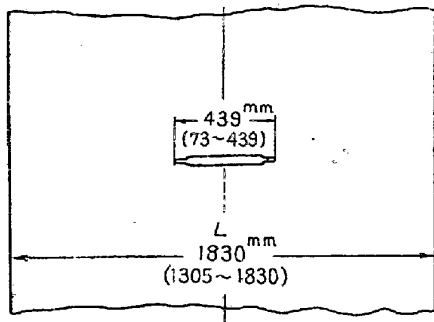
更に熔接製高圧容器その他の方面でも、件数こそは少ないが、やはり強度上重大な事故が発生した。戦前における欧州での高抗張力鋼製熔接橋梁の破壊も、之は変形能が失われた変質部の存在が破壊開始の原因となつていたものと思われるので、軟鋼を熔接した船体の場合とはやや事情は異つているが、構造物破壊の性質はやはり脆性破壊の範疇に入れるべきものである。かかる古い資料の再検討をも含めて、鋼材脆性破壊の研究はいまや世界的な規模を以て盛んに行われつつある。

2. 遷移温度 (Transition temperature)

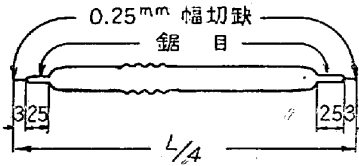
船体の破壊事故原因を調査した結果、設計及び工作上の不備な点が指摘されると同時に、鋼材の切欠脆性の問題がクローズ・アップされてきた。すなわち、これらの事故はいずれも寒冷な気候のもとで起つたものが大多数

であつて、低温が破壊の重要な因子であることはまづ疑う余地がない。また破壊部の断面は脆性破面 (Cleavage fracture) を呈しているが、普通材料試験では、損傷船が遭遇したと予想される程度の低温で鋼材は完全な延伸性を示すものであるから、かかる脆性破壊をなすためには、何か他の原因がある筈である。元来、延性材料が脆性破壊するための条件としては、温度の低下・歪速度の増加・多軸応力や応力集中の存在等が考えられるのである。もし材料中に切欠きがあると、切欠先端部分においては応力集中と多軸応力が共存し、かつその部の歪速度も増加する訳であるから、軟鋼のごとき延性材料といえども比較的低温において脆性破壊する可能性を十分期待することができそうである。しかも熔接部には、かかる切欠きの作用をなすもの、すなわち不熔着部・スラグ巻き込み・アンダーカット・微小な亀裂等がある程度は存在するものと覚悟しなければならぬ。鉄構造の場合設計が極めて劣悪であつた際を除き大損傷が起らなかったのは、熔接部におけるごとき切欠きの存在が考えられないのも一つの原因であろう。

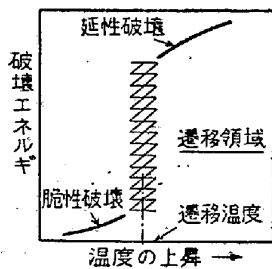
このようにして、研究はまず船体が遭遇する程度の低温におき、損傷船の破断面と類似の脆性破面を示すような大型切欠き試験片の探究から始められ、その結果第 9 図に示すような、巾 12" ないし 72" の鋼板の中央に鋭い切欠きをつけた引張試験片が提案された²⁰⁾。この試験片を種々な温度で引張ると、ある温度以上では試験片は完全な延伸性を示し、またその温度以下では全く脆化して破壊に要するエネルギーもごく小さくなり、その移行は極めて急激である。この温度を材料の遷移温度と云う (第 10 図)。遷移温度以下で切欠きを付した鋼材が急激に脆化する性質をその切欠き脆性 (Notch brittle-



(切欠部詳細)



第9圖 切欠き付き幅広ビード引張試験片



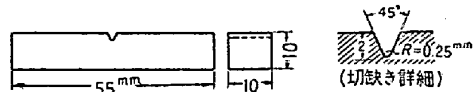
第10圖 遷移温度

(遷移温度附近では測定點が散らばることがある。この部分を遷移領域という)。

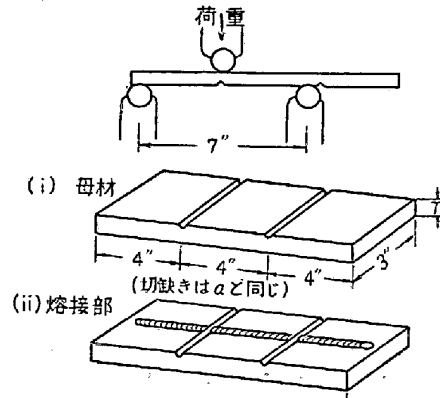
ness と称し、また遷移温度の高い鋼材を切欠き感度が高い (Notch sensitive) と云う。

ついでかかる大型試験片による実験結果を再現するような手軽な小型試験片の発見に努めた結果、現在では多くのものが提案されているが、そのいずれも必ず切欠きを有することが特徴である。そして広汎な実験の結果、従来の材料試験法では全く同一な機械的性質を示す鋼材でも切欠脆性は甚だしく異り、遷移温度が数十度も異なるものがあることが明らかになった (第2表参照)。もちろん鋼材の切欠脆性は、同一の試験片について、他の試験条件は一定とし温度のみを変えて遷移温度を比較し、その高低を以て判定するのである。一般に遷移温度が低い鋼材程、これを使用して製作した溶接構造の安全性は高くなる訳である。

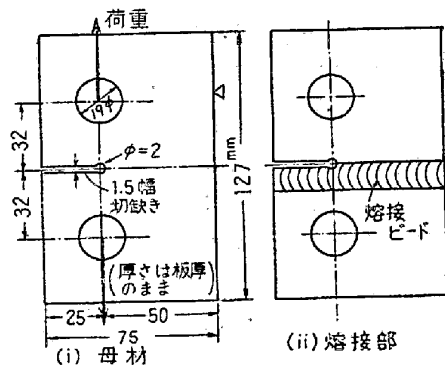
第11圖は各種の小型試験片のうち、我が国で最も多く用いられている代表的なものの数例である。(a)はシャルピ型衝撃試験片で、標準型と違い切欠先端の鋭いものが好んで用いられる。これはVノッチ・シャルピ試験



(a) Vノッチ・シャルピ試験片



(b) レハイ曲げ試験片



(c) 片カーン引裂試験片

第11圖 各種の切欠脆性試験片

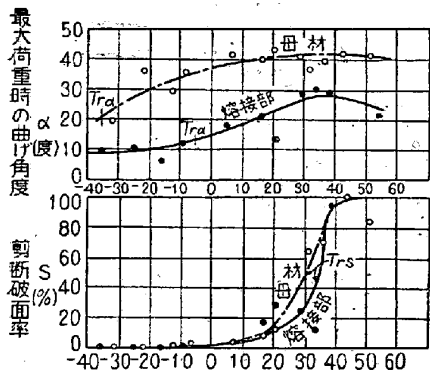
片と呼ばれている。このような小型衝撃試験では遷移現象は第10圖のように急激にはあらわれず、脆化がややゆるやかに現われる (第14圖参照)。かかる際は衝撃値が高温側の飽和値の1/2となる温度、またはこれが特定な小さい値となる温度を以て遷移温度とする。後者の場合 15 ft-lbs (2.6kg-m/cm²) を基準値とすることが多く、15 ft-lbs 遷移温度 (T_{15}) と通称される。(b)はレハイ型曲げ試験片で、板表面にやはり先端半径 0.25 mm のV型切欠きを有し、切欠き面を引張側にして曲げ試験する。図のごとく溶接ビードを置いて試験することもある。(c)はカーン型引裂試験片で、引張り及び曲げが組合わされて作用するときのものである。この場合も試験片表面にビードを溶接して、溶接の影響を調べることができる。第12、13圖はレハイ及びカーン試験成績の1例²⁾である。また第2表は、国産鋼材の遷移温度測定値の1例を示す。

切欠脆性に関する諸研究が進むにつれて、従来漠然と

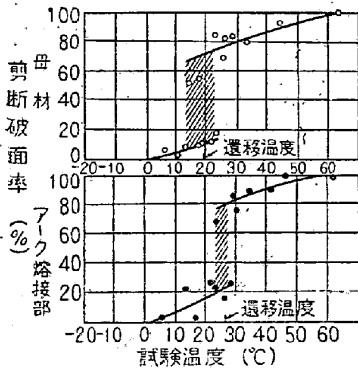
第2表 國産鋼材の遷移温度(板厚 23mm)

製鐵所	製鋼法	分析成分 (%)					機械的性質				カーン試験による 遷移温度* (°C)
		C	Si	Mn	P	S	降伏點 kg/mm ²	引張強さ kg/mm ²	伸び率 %	縮率 %	
A	リムド	0.15	0.018	0.43	0.17	0.017	22.6	39.0	33.2	59.4	19
B	同上	0.14	0.01	0.42	0.011	0.018	25.0	39.1	30.0		23
C	同上	0.20	0.005	0.50	0.025	0.032	23.7	42.7	28.0	52	41
D	同上	0.20	tr	0.45	0.030	0.013	26.5	45.4	24.8	50.5	38
B	キルド	0.20	0.21	0.63	0.023	0.027	28.7	43.7	29.5		8
		0.17	0.16	0.55	0.011	0.025	31.8	49.9	26.7		5
		0.21	0.16	0.66	0.014	0.017	31.8	48.1	28.0		5

* 龜裂進行に要するエネルギーより求めたもの

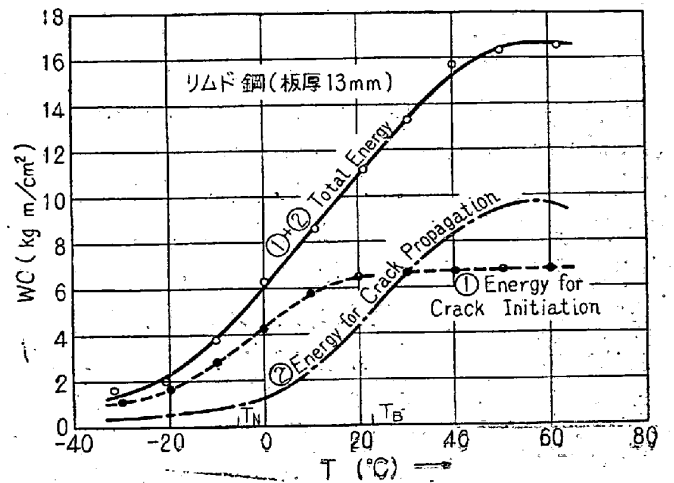


第12圖 レハイ型曲げ試験成績の1例 (13mm リムド鋼)



第13圖 横ビード置き Kahn 試験成績の1例 (13mm リムド鋼)

遷移温度といわれてきたものに、2種類あることが明らかになった²²⁾。第14図は大谷氏がVノッチ・シャルビ試験片について、特殊な2重打撃法を用いて求めた結果²³⁾であるが、この例のように、試験片の破壊に要する全エネルギーは、之を切欠き先端に亀裂が発生するまでに吸収されるエネルギーと、この亀裂が試験片中を伝播するに要するエネルギーとに分けて考えることができ、しかもそれらは各々異つた温度におき、きわだつて減少するものである。亀裂の伝播に要するエネルギーの急激に減少する温度(T_B)を Fracture 遷移温度、亀裂の発生に要



第14圖 二重打撃法による衝撃試験成績 (全エネルギーは通常の方法で求めたもの)

するエネルギーの減少する温度(T_N)を Ductility 遷移温度と云う。一般に T_N は切欠形状の影響を著しく受けるが、 T_B は比較的鈍感なことが指摘されている。切欠き先端に亀裂が発生すれば、これは切欠き形状の如何に拘らず類似の鋭い形をとる故に、 T_B がかかる特性を有することは当然であろう。また亀裂は人工的な切欠きより遙かに鋭いから、 T_B は T_N より高温測にあることが想されるが、諸実験によつてもこの事実が証明されている。

温度 T_B で破断面の大部分が剪断型から脆性型に移行するが、切欠き先端に隣接する局部には爪型の剪断破面が残つていて、亀裂の発生までに相当大きいエネルギーが吸収されるのに対し、 T_N 以下の温度になると、この局部的な剪断破面も消失して全断面は一様に脆性破壊し全吸収エネルギーは極端に減少する。

試験片形状や試験方法を変えた場合、求めた遷移温度がいつれの遷移温度であるかを検討することが重要である。引用した試験例につき説明すると、第12図のレハイ曲げ試験成績で、最大荷重時の曲げ角度(α)より決

定した遷移温度 (T_{α}) は T_N に相当し、剪断破面率 (S) より求めたもの ($T_{r\alpha}$) は T_B である。また第 13 図のカーン引裂試験よりは T_B に相当する遷移温度が決定される。

3. 冶金的な諸因子の影響

造船用鋼材として C が問題となるのは、当然固溶限以上の C 量の場合であるから、C が遷移温度に影響を及ぼすのは、フェライトに対するパーライト部分の量的割合の影響と認めるべきである。多くの研究者によつて C は圧延鋼材の遷移温度を上昇させる最も重要な因子であると信ぜられている。

O が低温における切欠脆性に大きな影響を与えることは既によく知られた事実であるが、各種の脆性試験によつても脱酸不十分なリムド鋼は遷移温度が高く、脱酸のよく行われたキルド鋼では遷移温度が低い。セミキルド鋼は両者の中間に位する。特に Al を脱酸に必要な範囲内で用いるならば、遷移温度の低下に極めて有効であるから、Al 脱酸が広く実用化されてきた。酸素の遷移温度に及ぼす影響が固溶状態に関連してあらわれるのか、あるいは脱酸生成物の核作用によるものかに関しては、まだ定説がないようである。

N もまた遷移温度を高める因子である。この場合 Al を加えて窒化アルミニウムの形にすると、遷移温度に影響を及ぼさず、無害化されるものであることが証明されている²⁴⁾。P は当然予期される如く、遷移温度を著しく上昇せしめる有害成分である。

鋼中に Mn が増加すると、構造用鋼として用いられる普通の範囲の成分では、遷移温度の低下する現象が多くの実験により確められている。従来経験的に Mn/C 値が着目され、その値が高い程一般に遷移温度は低下すると信ぜられてきたが、これは Mn の好影響と C の悪影響を同時に現わす量であると考えれば、その妥当性を首肯することができよう。

Si の増加は、ある程度まで脱酸の好影響を示し遷移温度を低下せしめるが、その限度は構造用鋼の場合 0.25~0.5% 位と考えられ、これ以上の増量はむしろ遷移温度を上昇せしめるようである。また Ni の添加は明らかに遷移温度を低下せしめるのに対し、Cu と S の量は遷移温度とあまり関係がないようであり、明確な結論が得られていない。

鋼材の成分と遷移温度の関係を知るため、既に Rinebolt 氏が系統的な研究を行い²⁵⁾、また Williams 氏は同氏の行つた研究の結果にもとづいて、15 ft-lbs 遷移温度 (T_{r15}) と化学成分の間に次の実験式が成立つこと

を報告した²⁶⁾。

$$(T_{r15})_{min} (^\circ C) = 38 + 167C + 550P - 55Mn - 167Si$$

$$- 2.8(\text{ASTM Ferrite 粒度}) \dots \dots \dots (4)$$

鋼材成分と遷移温度の関係を、簡単な (4) 式を以て総合的に示さうとすることはやや大胆に過ぎる憾はあるが両者の関係を近似的に推察するための目安としては十分有益なものであろう。

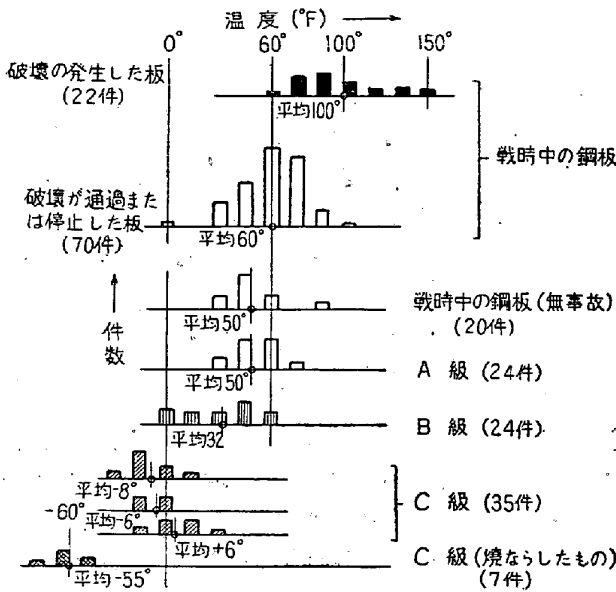
次に鋼材の粒度も遷移温度を支配するものであつて、現在では Ferrite 粒度の方が遷移温度と密接に関連していると信ぜられている。前述の (4) 式でも、特にフェライト粒度に関する 1 項が設けられ、ASTM フェライト粒度 1 は T_{r15} で $3^\circ C$ にほぼ相当し、結晶粒の小さい程有利なことを強調している。従つて鋼材が冷間加工による悪影響の徴候を示さない範囲で最終圧延温度が低く、かつ冷却速度の速い程、遷移温度の低下することが期待される。しかしオーステナイト粒度の影響も無視することはできず、Grossman 氏の実験²⁷⁾によつてもオーステナイト結晶粒の微細化と共に遷移温度の低下することが示されている。同様に小林氏は、オーステナイト結晶粒が大きくなると、Ductility 遷移温度及び Fracture 遷移温度はともに上昇することを明らかにした²⁸⁾。また遷移温度は単に両種の結晶粒度のみならず、パーライトの大きさによつても微妙に影響されるものであつて²⁸⁾²⁹⁾、一般に 600~700°C の焼ならしが有効といわれているが³⁰⁾、この方面の研究になお検討を要する多くの問題が残されている。

冷間加工は一般に鋼材の遷移温度、特に Ductility 遷移温度を上昇せしめる。Fracture 遷移温度に対する影響は軽微である。また歪時効の傾向がある鋼材では、塑性歪を与えて時効させると、単に冷間加工しただけよりも遷移温度は一層甚だしく上昇する。特にリムド鋼では一般にこの傾向が明らかに認められる³⁰⁾。

このようにキルド鋼はリムド鋼より遷移温度が低く、また同じリムド鋼でも Mn/C 値の大きい程遷移温度は低下するので、各国の鋼材規格では、欠陥部に生ずる多軸応力度が大で脆性破壊し易い厚板に対しては、かかる性質良好な鋼材の使用を規定している。第 3 表は ASTM MA131-50aT 規格の鋼材成分で、主として造船方面に使用されているものであるが、板厚 $1/2''$ 以下の部分には通常のリムド鋼 (A 級鋼材) が使用されているのに対し、 $1/2'' \sim 1''$ の場合は Mn/C 比の高いセミキルド鋼 (B 級鋼材) を、 $1''$ 以上の厚板にはキルド鋼 (C 級鋼材) を使用することとしている。第 15 図はアメリカの各種造船用鋼材の比較で、現在の A 級鋼は戦事中の無事故鋼

第3表 ASTM A 131-50 aT 造船用鋼材成分規格

成分%	板厚 1/2"以下 (A級)		1/2"~1" (B級)		1"以上 (C級)	
	レール	Check	レール	Check	レール	Check
C	—	—	<0.23	<0.27	<0.25	<0.29
Mn	—	—	0.06~0.56	0.09~0.94	0.60~0.56	0.94
P	<0.04	<0.05	<0.04	<0.05	<0.04	<0.05
S	<0.05	<0.063	<0.05	<0.063	<0.05	<0.063
Si	—	—	—	—	0.15~0.13	0.30 0.33



第15圖 戦時中及び現用のアメリカ造船用鋼材の遷移温度比較 (シャルピ衝撃試験による 15 ft-lb 遷移温度)

板に匹敵するよう改善され、またB、C級鋼の順に切欠脆性が良好となることを実証したものである³¹⁾。焼ならされたC級鋼は最も遷移温度が低く、強度上最重要部分の厚板に使用される。また第4表は新JIS規格の採用した鋼材成分で、一般熔接構造にもMn/C値の高い鋼材を使用することが推奨されている。なお我が国では造船用として、第3表のASTM規格に準じた成分の鋼材が実用されていることを附記する。

第4表 熔接構造用圧延鋼材規格 (JIS G3106 (1952))

記號	Mn/C	P(%)	S(%)
SM41W	2.5以上	0.040以下	0.050以下

4. 切欠脆性の機構

鋼材の切欠脆性機構を明らかにすることは、応力論的な研究と冶金学的な考察を併せ行うことによつて始めて

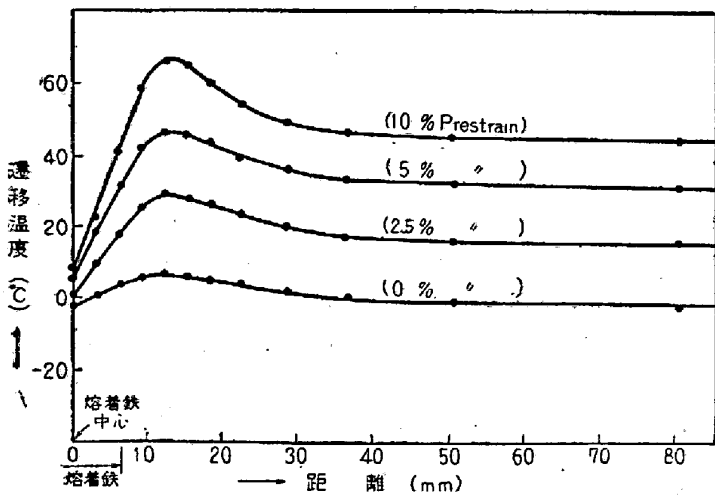
可能であろう。

前者の立場にたつものとしては、既に多くの研究者達によつて Ductility 遷移現象を定性的に説明せんとする試みがなされてきたが、最近金沢氏は Flow Stress Surface と Fracture Stress Surface の交線が材料の破壊をあらわすとの想定のもとに、近來著しく発達した塑性論の成果を巧みに取り入れて、切欠き形状の変化にもとづく応力集中及び多軸応力度の変化が遷移温度に及ぼす影響を、定量的に証明することに成功した³²⁾。またいわゆる Fracture Dynamic 理論³³⁾が提唱されるに及んで、Fracture 遷移温度の理論的説明の可能性が示されるに至つた。兩種遷移現象の発生機構が明らかにされたならば、次にはそれらが実際の熔接構造の脆性破壊において如何なる役割を果しているかが探求されなければならない。更に小型試験片より求めた遷移温度の値と、大型構造物の遷移温度との関連性を支配する法則を見出すことは Size Effect の問題であるが、秋田氏の研究³⁴⁾等によりその解決が緒につき始めたとはいえ、これらの点は今後研究を要する未知の分野として残されている。

一方冶金学的な立場よりすれば、面心立方格子型金属材料は低温脆性を示さず、体心立方格子型または六方晶系金属材料のみが低温脆性を示す事実は結晶格子型の特性より容易に説明される所であつて、鋼材の切欠脆性を支配する根本が、かかる冶金学上の基礎原理の上に立つことは疑う余地がない。また元來金属材料が塑性変形を行い得るためには、その遅効時間 (Delay time) 以内に応力が増大して破壊応力に達しないことが必要であるが、この Delay time が転位 (Dislocation) の移動により、ある程度近似的に推定できることは周知の事実である。従つてこの発生とその進行に関する冶金学的考察が、鋼材の切欠脆性の研究に際して占める位置は頗る重要なものといわなければならない。ただ鋼材の脆性破壊は、塑性変形の先行なしに破壊が始まり、かつ進行した完全な脆性破壊とは認められず、既に Rosenthal 氏等が X線廻折法により実測した如く³⁵⁾相当な低温においても 5~10% の塑性変形を伴つているのである。また我々は試験片の形状を工夫することにより、室温以上の温度においてすら脆性破壊を再現せしめ得るのである。これらの諸点を明確にかつ定量的に説明し得るよう理論の発展することが待望される。

5. 熔接の影響

熔接部は母材・熔着鉄および変質部の3者よりなり、その脆性破壊機構は頗る複雑である。かつ変質の程度も熔着鉄よりの距離に応じて種々変つてい

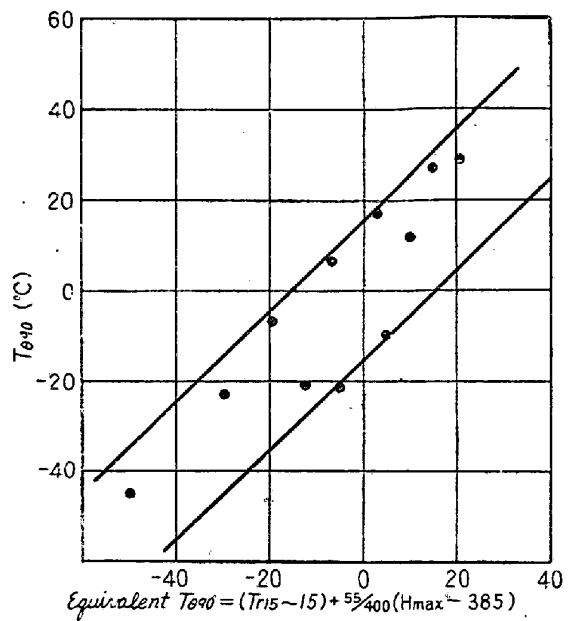


第16圖 遷移温度 (T_{r15}) の分布

ら、熔接部中の脆化度の分布、すなわち各部の遷移温度を知ることがまづ必要である。筆者等が熔接線中心から切欠きまでの距離を変えてVノッチシャルビ試験片を採取し、その衝撃試験を行つて遷移温度を求めた結果は第16図³⁶⁾の如くで、変質部は一般に脆化するが、遷移温度の最も高いのは、熱影響を一番甚しく受ける融合部付近ではなく、これより数 mm 離れた箇所であることが判明した。また予め塑性歪を与えた鋼板に熔接して同様な実験を行うと、同図に示すように、塑性歪の大きい程脆化は甚だしいので、かかる遷移温度の分布は単に材質の冶金的变化のみに基くものではなく、これと熱応力の重畳歪によるものと予想されることを指摘した。

第6図のオストリヤ曲げ試験片は元來変質部の変形能を評価するための試験片であるが、熔接レハイ型試験片(第11図)では熔着鉄部分が削り取られて主として変質部のみの遷移温度が調べられるのに対し、この試験片では熔着鉄・変質部・母材を総合しての挙動を観察し得る利点がある。板厚 25mm の造船用鋼材につき種々の温度で曲げ試験を行い、破壊時の曲げ角度が90°に減少する温度を以て遷移温度 (T_{e90}) とすると、母材のVノッチ・シャルビ遷移温度 T_{r15} (°C) と変質部の最大 Knoop 硬度 (H_{max}) の間には第17図に示す関連性の存在することが見出された³⁷⁾。かかる結果は熔接部の遷移温度が母材の遷移温度と熱影響部の最高硬度により決定される可能性を示すものであろう。

変質部の Fracture 及び Ductility 遷移温度を求めて、熔接の影響を論ずるのも一つの見方である。第12、13図の例は構造用鋼を熔接した場合であるが、之より変質部の Fracture 遷移温度の上昇は比較的軽微なことが分る。一方その Ductility 遷移温度は相当上昇するも



第17圖 遷移温度 (T_{e90}) と T_{r15} 及び變質部最高硬度 (H_{max}) の關係

のと判定される。

熔着鉄は通常母材よりも遷移温度が低く(第15図参照)、現用の市販熔接棒ではいずれもキルド鋼よりやや良好な性能を示すのが普通で、最も安全側にあると考えてよい。

むすび

以上述べてきたように、熔接構造の安全性を確保するためには、鋼材熔接性の改善に関連する面が頗る多いのである。もちろん設計と熔接施工に万全の注意を払うことが、これとならんで重要であるのはいうまでもないが、例を造船工業にとると、我が国における熔接採用率の高いことは世界的水準に劣らないにも拘らず、幸いに今日までまだ一隻も重大な破壊事故をひき起したことはない。最近鋼材々質の向上が軌道に乗った観があるが、この喜ぶべき傾向が持続されて行くならば、熔接構造の強度に対する信頼性は益々高まる訳で、熔接技術の発展に資することは、けだし莫大なものであろう。

(昭和28年10月寄稿)

文 献

- 1) Welding Handbook (1950) p. 22
- 2) 岡田 實: 熔接協會誌, Sept. 1936
- 3) G. Doan, et al: Weld. J., July 1943, p. 278-S
- 4) H. Hall: Iron & Steel Institute, Steel Castings Research Committee Report, No. 15, 1936, p. 65 and No. 23, 1938, p. 73

- 5) C. Voldrich and O. Harder: Weld. Jl., July 1949, p. 326-S.
- 6) M. Mallett and P. Rieppel: Weld. Jl., Nov. 1946, p. 748-S.
- 7) 大谷 碧: 熔接學會誌, Nov. 1949, p. 189.
- 8) 岡田 實: 熔接學會誌, April 1951, p. 146.
- 9) 小林卓郎: 熔接學會誌, Dec. 1950, p. 249.
- 10) 關口春次郎: 熔接用鋼線材についての新提案 (熔接學會 1952)
- 11) 中根金作, 安藤精一: 熔接學會誌, July 1948, p. 249; Sept. 1948, p. 320; Apr. 1950, p. 96.
- 12) 安藤精一: 熔接學會誌, Feb. 1952, p. 58.
- 13) R. Stout et al: Weld. Jl., Nov. 1947, p. 673-S.
- 14) 大谷 碧: 熔接學會誌, May 1947, p. 239.
- 15) O. Werner: Electroschw., April and Aug. 1939.
- 16) G. Ellinger et al: Weld. Jl., 1942, p. 132-S.
- 17) C. Jackson & E. Rominski: Weld. Jl., 1939, p. 312-S.
- 18) J. Dearden & H. Q'Neil: Quart. Trans. Inst. Weld., 3, 1940, p. 203.
- 19) H. Tremlett: Iron Coal Trades Rev., 148, 1944, p. 477.
- 20) W. Wilson: Weld. Jl., April 1948, p. 200-S.
- 21) 鋼材研究會成果報告 (1952)
- 22) C. Osborn et al: Weld. Jl., Jan. 1949, p. 24-S.
- 23) 大谷 碧: 衝撃試験に関する一考察 (未発表)
- 24) G. Geil et al: Jl of N.B.S. March 1952, p. 193
- 25) J. Rinckolt: Trans. ASMC (1951), p. 1175.
- 26) M. Williams: Weld. Jl., Nov. 1951, p. 572-S.
- 27) N. Grossman, Weld. Jl., June 1949, p. 265-S.
- 28) 小林卓郎: 日本金屬學會, 1953 春期講演會 (未印刷)
- 29) J. Gross & R. Stout: Weld. Jl., Oct. 1951, p. 481-S.
- 30) T. Armstrong, Weld. Jl., Aug. 1952, p. 371-S.
- 31) E. Sweeny: Weld. Jl., 1953, p. 1-S.
- 32) 金澤 武: Notch Sensitivity of Mild Steel (1952)
- 33) G. Irwin: Weld. Jl., Feb. 1952, p. 95-S.
- 34) 秋田好雄: Weld. Jl., Sept. 1953, p. 475-S.
- 35) D. Rosenthal: Weld. Jl., Oct. 1950, p. 409-S.
- 36) 木原 博, 安藤良夫: 冷間加工と熔接が鋼材の切欠脆性に及ぼす重畳効果 (未発表)
- 37) 木原 博, 田村 博: 大型ビーフ曲げ試験による熔接部の遷移温度の研究 (未発表)

— 研究部會記事 —

鐵鋼品質管理部會第 8 回製銑委員會: 第 3 回銑鐵部會 日時: 昭和 28 年 12 月 10 日, 場所: 鐵鋼連盟會議室, 出席者: 部會委員長淺田讓君外委員及び幹事並に臨時出席者等 26 名, 議事概要: 製銑委員會議題, 1) 製銑作業における作業標準化の実施例について日本鋼管から提出資料の説明あり, 未だ実施の段階に至っていないので, 会社全股としての作業標準化の進歩状況が述べられた. 今後引きつゞき各社共本議題について検討を進めてゆく. 銑鐵部會議題, 1) 前回説明後の稼働熔銑炉操業状況の説明が各社提出資料によりなされた. 2) 熔銑炉装入物粒度の検討については, 原料粒度の適正化による炉況の安定が立証された. 今後もひきつゞき本議題を審議してゆく. なお従来別々に開催されて来た製銑委員會と銑鐵部會は今後は一緒になり, 会期も 2 日にして充分討論を行うように決めた.