

Photo. 1. Load-time diagrams under impact bending test. Specimens were normalized at 945°C. Time mark 1/300 s

遷移温度範囲で試験温度の相違により最大荷重が可成り変化していることが知られる。すなわちぜい性破壊の範囲では最大荷重が大きい。遷移温度の決定はこの最大荷重—試験温度曲線によつてもなされ得ると考えられるが吸収エネルギーほど敏感な変化を示さない。Photo. 1 は Fig. 3 の各試験温度における代表的な荷重—時間曲線を示したものである。試料の破断に際して何れも荷重が瞬間的に下つている。これは試料が一定の塑性変形をうけた後クラックが発生し停止することなく早い速度で伝播することを示している。

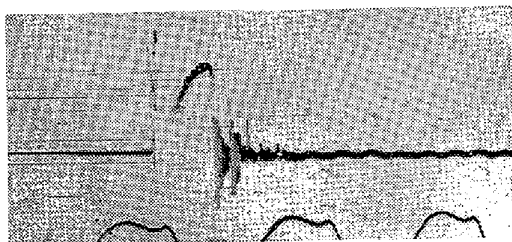


Photo. 2. Load-time diagram under impact bending test. The specimen was quenched from 920°C. testing Temp. 10°C. Absorbed energy 0.73kg-m. Time mark 1/300 s.

Photo. 2 は 920°C で水焼入れ後直ちに 10°C で試験して得られた荷重—時間曲線である。特異な破壊様式を示した例である。この試料の組織はマルテンサイトのほか少量のフェライトが残存している。最初の鋭い荷重の増加はマルテンサイトの強度によつて生じたものであり極めて短時間後に荷重が急激に低下しているのはマルテンサイトの塑性変形能が少くその後荷重が増加して塑性変形しているのはフェライトの挙動によるものであると考えられる。

IV. 総括

シャルピー衝撃試験における荷重—時間曲線を水晶—内部撮影式熱陰極線オシログラフで記録し次の様な結果を得た。

(1) 吸収エネルギー対試験温度曲線より求めた遷移温度範囲においては、荷重—時間曲線にあらわれる最大荷重が不連続的に増大する。

(2) 不均一組織 (たとえばマルテンサイト+フェライト) の試料では特異な荷重—

時間曲線を示した。

以上のほか実験の方法において述べた各試料の結果について報告する。

(110) 鋼材の熔融金属による高温脆性

住友金属工業, 和歌山製造所 工中島守夫
Hot-Shortness of Steel Contacted with Liquid Metal.

Morio Nakajima.

I. 緒言

鋼材が高温加熱によつてスケールを発生し、その際の選択酸化によつて、鋼材表面に銅、錫などが富化すると、これを高温加工すれば表面に亀裂を発生することはよく知られている事柄である。この際富化元素は熔融合金として鋼材表面に存在し作用していると思われる。また鍍金製品が高温加工で脆性を示すのも、同様の現象と思われる。すなわちいずれも熔融金属と接触する鋼材の脆化現象であると考えられる。本報告は、この熔融金属による脆化現象について、いろいろの実験結果から説明を加え、さらに界面エネルギーとこの脆性との関係について試験した結果を述べる。

II. 熔融金属による脆化現象の概略

1. この現象は熔融金属が予め結晶粒界へ侵入しておつて、そこが脆弱であるから脆性を示すというのではない。熔融金属が単に接触しているだけで、ある大きさ以上の応力が加われば、亀裂の発生進行と熔融金属の侵入が同時に起るのである。

2. 新しい亀裂面はつねに熔融金属に接触しぬれながら進行していると考えられる。たとえば加熱鋼材を熔融銅にごく短時間浸漬して力を加えれば亀裂を発生するが、そのマイクロ組織を見ても非常に細い hair crack の

尖端までつねに熔融銅が侵入存在しているのである。換言すれば新しい亀裂面は熔融銅という雰囲気につねに接触しながら進行して行くのであつて、亀裂面に接する雰囲気は空気や真空ではないと考えられる。

3. 熔融金属に接触している時間は脆性に無関係であるが、熔融金属の量は関係があつてその量が少ければ、亀裂の深さは浅くなる。これは深い亀裂の尖端まで侵入するに十分な熔融金属が存在しないからと考えられる。
4. 亀裂はいずれも結晶粒界に沿つていると考えられる。
5. 熔融金属の種類により亀裂の発生に難易がある。
6. 熔融金属の種類によつては A₁ 以下でも脆性を示す。
7. 加工速度が非常に速ければ亀裂は浅くなる。
8. 鋼材に限らず非鉄金属も熔融金属によつて脆性を示す。

III. 界面エネルギーと脆性の関係

以上のごとく、新しい亀裂面がつねに熔融金属にぬれながら進行して行くと考え、そのために亀裂面の界面エネルギーが若し低くければ、亀裂の発生進行に要するエネルギーが少なくて済み、したがつて破断応力が小さくなるということが考えられる。かかる考えから各種の銅鉛熔融合金に接触する場合の鋼材の脆性と、その間の界面エネルギーの関係を調べてみた。

1. 屈曲試験

あらかじめ軟鋼材をアルゴンガス中で 1150°C に加熱し、次いで同温度の銅鉛熔融合金中に 5 秒間浸漬したる後、直ちに屈曲試験した。その結果は Fig. 1 に示すご

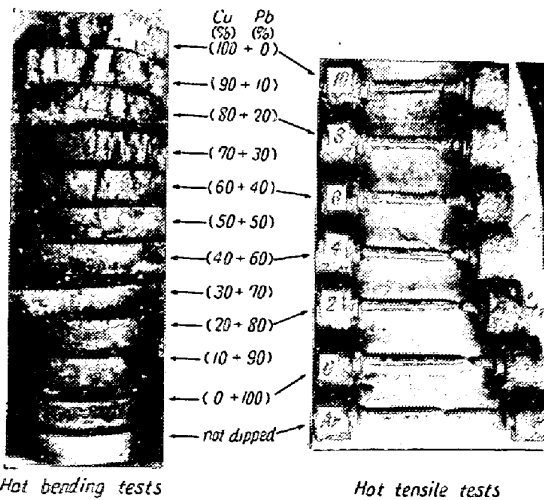


Fig. 1. Bending and tensile tests of steel samples heated in argon gas and then dipped in various Cu+Pb liquid alloys (1150°C×5s)

とく、銅 100% では亀裂がはなはだしくほとんど破断しているが、これに鉛含有率を増加して行くと、それにしたがつて亀裂は小さくなり、鉛 100% では亀裂は存在しない。

2. 引張試験

上と同じく 1150°C の銅鉛浴に 5 秒間浸漬したる後直ちに引張試験した。(破断までの温度降下約 50°C), これには特殊な引張試験装置を使用し、歪計と電磁オシロを使つて、引張時間と荷重を測定した。この結果は Fig. 2 に示すごとく、銅 100% では抗張力、伸びが最低

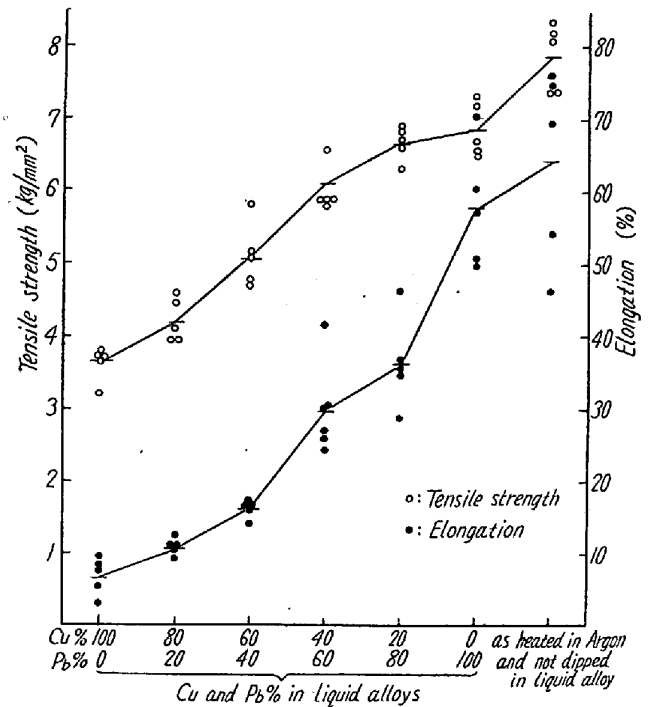


Fig. 2. Hot tensile test results of steel samples heated in argon gas and then dipped in various Cu+Pb liquid alloys (1150°C×5s)

で、それぞれ 3.7 kg/mm², 7% 程度で脆性がいちじるしいが、鉛の増加とともに抗張力、伸びいずれも増加して脆性が減少して行き、鉛 100% では、それぞれ約 6.9 kg/mm², 58% に増大している。

3. 界面エネルギーの相対値測定

鋼が銅鉛熔融合金と接触している場合の界面エネルギーは、平衡状態における dihedral angle α の測定から相対値を求めることができる。

$$\gamma_{SL} = 1/2 \gamma_B \sec 1/2 \alpha \dots\dots\dots (1)$$

γ_{SL} interfacial free energy for austenite/liquid

γ_B free energy for austenite grain boundary

試料は鋼のヤスリ粉と、銅鉛合金のヤスリ粉を混合し

て鋼容器に詰め、これに鋼栓をして圧縮したる後、1100°C×1hアルゴンガス中で加熱して平衡状態に達せしめたる後、直ちに水中冷却した。この試料を切断研磨してフィルムに撮影し、これを拡大投影して α を測定した。そのマイクロ組織の例を Fig. 3 に示す。この角の頂点は γ 鉄粒界と考えられる。測定は約 200 箇所ずつ行なつた。その分布図は Fig. 4 に示す。これによると鉛90%

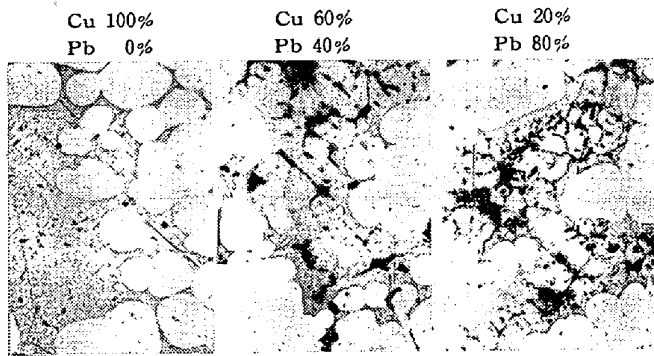


Fig. 3. Microstructures of Cu+Pb phase in steel cold-pressed, annealed at 1100°C for 1 hour and quenched.

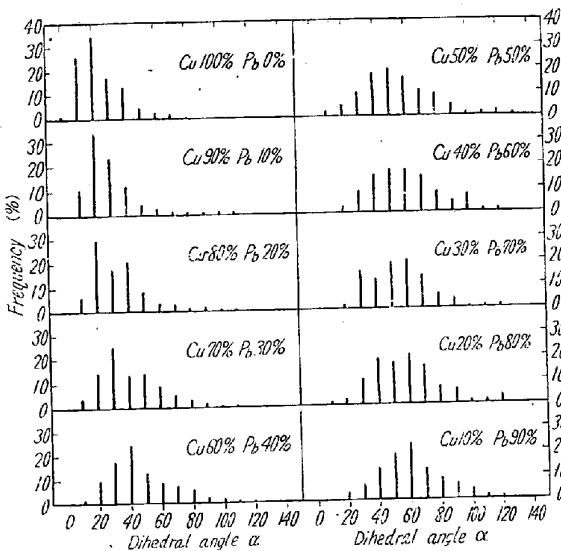


Fig. 4. Distribution of measured dihedral angles of Cu+Pb phase in steel cold-pressed, annealed at 1100°C for 1 hour and quenched.

では約 60°であるが、銅の増加とともに角度は減少し、銅 100% では<20°となつている。鉛 100% は測定不能であつた。かくのごとく銅の増加とともに α が減少することは、すなわち界面エネルギー γ_{SL} の低下を意味している。またしたがって亀裂の進行に要する次式のエネルギーが減少することになる。

Energy requirements for grain boundary cracking

$$2\gamma_{SL} - \gamma_B = \gamma_B(\sec 1/2\alpha - 1) \dots \dots \dots (2)$$

表面エネルギーと破断強度との関係式は色々提出されているが、要するに銅の増加とともに(2)式が減少し、したがって破断強度が小さくなると考えられる。このことは前述の屈曲試験および引張試験結果の傾向と一致する。

この問題についてはなお検討すべき点が多くあると思われるが、一応以上の種々の実験結果から考えて、一般に固体金属がある種の熔融金属と接触している場合、その破断強度が低下して脆性を示すのは、その界面エネルギーの低下によるものと考えてよいのではないかと思われる。

(111) わが国におけるオーステナイト結晶粒度調整法に関する従来の研究

大阪大学工学部

工博○足立 彰・水川 清

Aspect of Japanese Studies on the Method for the Austenitic Grain Size Control.

Akira Adachi, Kiyoshi Mizukawa.

I. 緒 言

鋼のオーステナイト結晶粒度が鋼質に大きな影響を及ぼすことは周知の事実である。その用途により細粒を要求されるものと粗粒を要求されるものがあり、いずれも整粒が望ましいので、所望の結晶粒度を有する鋼の製造は、製鋼技術上重要な課題となつている。

II. Al による結晶粒度調整法決定の根拠

1. 結晶粒度に及ぼす Al その他 2, 3 の元素の影響
Al による結晶粒の微細化機構に関して古来種々の説があつて判然としなかつたのは、供試材中に金属 Al, 酸化 Al, 窒化 Al が共存していたために、微細化作用を支配する真の因子は何か、またどの程度に影響するかといつたことが明白に結論し得なかつたためである。しかし鋼中微量 Al の型態別定量法が確立されるにいたり、結晶粒の微細化には AIN が最も大きな影響をおよぼすことが明らかになつた^{1)~9)}。

金属型 Al は結晶粒度と関係なく^{1)~3)}、酸化物型 Al もほとんど影響しないが^{1)~3)}、一般の塩基性平炉に含まれる位の範囲では細粒鋼における AIN の効果を減殺し、さらにその量が多い場合には微細化作用も認められてい