

抄 録

—製 鋼—

鋼中 H_2 量におよぼす熔解作業の影響

(H. E. Pstein: Open Hearth Proceedings 39 (1956) p. 118~130)

酸性および塩基性平炉ならびに塩基性電気炉によつて熔製する鋼の H_2 量に影響をおよぼす熔解精錬条件について検討した。酸化期の熔鋼中の水素は燃料の燃焼生成物と鋼浴添加物中の水分によつて生ずる炉内雰囲気中の湿気が鋼滓を通じ鋼浴表面より吸収される速度と炭素の酸化沸騰による鋼浴よりの水素の放出速度とによつて影響され、水素量の高い場合でも酸化沸騰を続けることによつて水素量は比較的低い一定値に近づく。したがつて炉内雰囲気中の湿気のすくない塩基性電気炉は塩基性平炉よりも同程度の酸化沸騰では水素量はすくなく、造滓剤が湿つた場合は水素量は急増する。さらに酸性平炉鋼滓は塩基性平炉鋼滓と比較し鋼滓の水素溶解度は大差ないが吸収速度はちいさいため水素量 0.0004% とするためには脱炭速度は塩基性平炉のときは $0.4\%h$ を必要とするが、酸性平炉では $0.2\%h$ でよい。

脱酸期は酸化沸騰がとまるのでわずかの水素の供給によつても水素は増加する。まず添加合金鉄あるいは添加金属中には $0.0003\sim 0.0034\%$ の水素をふくんでいて添加により条件のわるい場合は、 0.0001% 程度の水素が増加する。あるいは脱炭停止後 30 分間炉内で保持する一試験をおこなつた結果、塩基性平炉では水素は $0.0003\sim 0.0006\%$ 増加したが酸性平炉では増加しなかつた。ただしこの結果が普遍的であるかは不明である。また塩基性電気炉では還元鋼滓を作るときに造滓剤中の湿分により $0.0001\sim 0.0003\%$ 増加したがその後の還元期では増加しない。これは炉内雰囲気中の湿気がすくないためであるが湿度の高い工場では増加し、その程度は絶対湿度に比例する。

造塊期においては湯道や取鍋耐火物中の湿分より 0.0002% 程度の水素が増加し、また取鍋添加物や鑄型塗料中の湿分によつても水素量を増加するので脱酸鋼においては水素増加の重要原因となる。結局熔鋼の水素の吸収は炉内雰囲気中の湿気、炉内添加物の水分、鋼滓の性質によつて大きく影響され通常の作業で水素除去のためには炭素の酸化沸騰による CO ガスによることが唯一の効果的方法である。(下田秀夫)

高磷銑の精錬—バッファー・スラッグ法

(Iron and Coal Trades Review, Nov. 22 (1957) 1191~7)

本稿は、H. Kosmider, H. Neuhaus, H. Schenck の論文の紹介である。(Stahl und Eisen, Sept. 19, 1957) 容量 2t の純酸素上吹小型試験炉により、トーマス銑を用いて、磷含有量のひくい鋼を吹製する方法を見出した。この方法の骨子とするところは、ランスからの酸素の噴流を低速にして、鋼浴内への突入を軽減し、酸素気流を鋼浴よりもむしろ鋼滓に接触せしめ、鋼滓を

して精錬を進める点である。すなわちこの場合は、鋼滓が熔鋼に対して酸素気流の衝撃の緩衝材となるので、バッファー・スラッグ法という。

試験転炉は、上吹用水冷ランスおよび炉底ノズルの双方を備え、上吹、底吹両法を別個にあるいは同時におこないうる。吹製方法の検討は、次の3種類により進められた。i) 酸素圧力小、ランス距離大で吹製する方法。ii) 酸素圧力大、ランス距離大、で吹製する方法。iii) 通常の底吹法、

i) の方法では、脱磷が早期に進行し、低磷の鋼を吹製することができる。実際の吹製作業としては、吹製開始時、反応開始を早めるために、短時間、酸素圧大、ランス距離小で吹製をはじめ、しかる後、酸素圧小、ランス距離大のバッファー・スラッグ法の操業にはいる。この方法にしたがへば、通常の脱炭極盛期における鋼滓の全 Fe 量の低下が非常にすくなく、最低 11~14% に抑へ得る。したがつて、 $C\ 3.6\sim 1.2\%$ の範囲での脱磷速度が大で、 $0.2\%/mn$ にも達する。トーマス銑での 1 例を示すと、全吹製時間 25 分で、 $0.94\%C$, $0.01\%P$, $0.003\%N$ の鋼を得ることができた。

ii) の方法では、脱炭速度が大きくなるために、鋼滓の全 Fe 量がひくく、C が 0.4% に下つても、6% 程度である。したがつて、吹製中の脱磷速度はひくく、 $0.07\%/mn$ をこえることがない。そして、C が低下した後、はじめて $0.2\%/mn$ の脱磷速度に達する。ii) の方法は、反応が iii) の底吹法と類似の傾向で推移するが、i) の方法のように、脱磷が脱炭と同時に起こるためには、脱炭速度が $0.25\%/mn$ 以下でなければならない。

バッファー・スラッグ法の反応様式は、平炉とおなじように、鋼滓の (FeO) が酸素気流によつて (Fe_2O_3) に酸化され、これが反応のキャリアーとなる。したがつてランス距離、酸素圧力、鋼滓層の厚さ、などが脱磷に大きく影響するが、これらの関係を一括して、グラフに表示した。また、鋼滓の泡立ちはある程度、脱磷にはこのましいことで、これにともなつておこるスロッピングの現象は、炉形と大なる関係がある。スロッピング現象熔銑の P%, 鋼滓層の厚さ、鋼浴深さ、の間の諸関係をグラフに明示してある。(田島喜久雄)

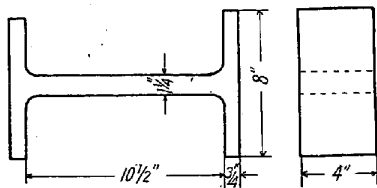
—鑄 造—

チル効果のある鑄物砂 (A. Scott: Foundry Trade Journal. 103, (1957) No. 2138 p. 407)

鑄物の熱間亀裂は凝固中の鑄物の一部がほかの部分より高温である場合、こゝに応力が集中するためにおこるもので、これをふせぐために一般に、a) 物理的、b) 熱的方法が採用されている。a) は問題の部分に肉のうすいリブをつけ、これが速に凝固することにより連結の役をさせ、応力の集中に対し抵抗させるものであるが、鑄型の成型者はこのリブをつけることを面倒がり、また機械工場はこれを取除くことを要求するからガスで切斷

除去することが必要で費用がかかる。b) は問題となる部分から熱を除くため、鑄ぐるみまたはひやし金を使用する方法で、これらは有効であるが前者は鑄物の品質上このましくない。後者は成型時間が多くかかる上、ひやし金が鑄物に附着しこれを取除くのに時間がかかる。

Carntyne Steel Casting 社では Cr 鉍の粉末をつかつてひやし金と同様の効果をうることを実験した。図のような H 型の鑄物のフランジとリブの接合部の角に粉末 Cr 鉍にベントナイト 1%、コーンフレーク 1%、油 2% をくわえ、5 分間ミルにかけ混合したものを使用し 2 つのフランジへ堰を切り下注ぎで鑄込んだところ、普通の油砂で作つたものにはいちじるしい熱間亀裂ができたが、粉末 Cr 鉍を使つたものはその断面にちいさなパ



イブができただけであつた。この方法を普通の整形法に採用したところ、鑄物砂の費用はわずかに上つたが、従来 3 週間を要した製造工程が 2 週間となつた。この方法の欠点はコーブローイングマシンが使えないことであるが、粉末 Cr 鉍で作つたちいさな芯を、コーブローイングマシンで作つた主芯にはりつけることにより解決された。小さな芯は乾燥しないと取扱いにくいので CO₂ 法を採用するとよい。Cr 鉍の外にチルコンやマグネサイトの粉末も非常に有効である。しかしこれらのチル化の効果は生産工程に流す前に実験をする必要がある。(安原四郎)

— 性 質 —

鉄鋼中の水素含量におよぼす化学組成ならびに組織の影響。第 1 部 普通鋼中の水素含量におよぼす珪素、炭素およびセメントナイトならびに組織の影響

(F. Erdmann-Jesnitzer u. H. Sabath, Arch. Eisenhüttenwes. 28 (1957) Heft 5/6, 345~353)

熔接部における水素の有害作用は、熔着金属の化学組成、組織その他の状態と密接な関係がある。今日では銀点の生成とビード下割れの主要な原因は水素とされている。この熔接部の水素含量の測定法については、国際熔接学会 I. I. W. でも 1954 年以来適当な方法の規格化に努力している。グリセリン、パラフィンあるいは水銀を用いて熔着鋼の拡散性水素を置換捕集する従来の方法は、煩雑で時間がかかり、一定の値が得難いという欠陥がある。またグリセリンは常温における粘性が大きく、パラフィンは水素を溶解するのでこのましくない。水銀はその有毒性のために、工場で用いるには不適當である。したがつて本報告では、熔接部の拡散性水素の置換捕集液として、常温でアミールアルコールを用いてい

る。その実験結果によれば、試験片を捕集装置にセットして 48 時間で全拡散性水素の 80% が捕集され、水銀を使用する場合とおなじ結果が得られている。

この測定法においても、試験片を熔接後水中に急冷するまでの時間が測定結果にもつとも大きな影響をあたえる。熔接後ただちに急冷して、捕集液中にセットした場合にくらべ、2 分間放置して水中に急冷した試験片では捕集される水素量は前者の 50% になる。さらにアミールアルコール法で、各種被覆熔接棒による熔接部の拡散性水素量を測定した結果、とくに石灰石型熔接棒では、乾燥後使用までの放置時間、放置される大気湿度によつて、熔着鋼の水素量が増加することを示している。

つぎに珪素含量 0.62~4.32% の母材について実験した結果、熔着金属の拡散性水素量は、珪素含量の増加とともに減少することをあきらかにしている。また、これら珪素含量を異にする鋼材を 0.3 mm の薄板とし、その一面を電解液に接した陰極として、反対側の面に拡散して放出される水素量を定量した。その結果、鋼中の珪素含量の増加とともに水素の拡散が抑制されることを示している。

炭素も珪素と同様な効果があるが、この場合には、セメントナイトは水素をほとんど拡散させないと考えられるので、セメントナイトの形状の方が含量よりも大きな影響を有する。セメントナイトの層状の場合には、球状化した場合にくらべ、水素の拡散がまたげられ、放出水素量は減少する。(益本 功)

普通鋼の銀点生成における塑性変形と水素の挙動

(F. Erdmann-Jesnitzer, Arch. Eisenhüttenwes. 28 (1957) Heft 5/6, 355~365)

T. Norén および S. E. Erikson は、鋼の銀点生成の原因は分子状水素の集つた空隙附近において原子状水素濃度が高く、そのための脆化であるという仮説をあたえている。鋼の分子状水素 H₂ と原子状水素 H との関係については、熔融金属に適用される Sievert の法則 $[H] = K\sqrt{P_{H_2}}$ を、従来実験的証明もなく、固体の鉄にも適用されるという仮定の下に多くの研究がなされている。また、D. P. Smith と C. E. Sims は空隙内で分子状水素が高圧になり、周囲の原子状水素濃度が低ければ、分子状水素自身が鉄格子内を移動すると述べている。

著者はこれらの考に批判的見解を示している。そしてアームコ鉄を用い、電解法で水素を添加した後、アミールアルコールの水素捕集液中で圧縮加工をおこない、塑性変形を受けた結晶格子は水素の拡散を抑制し、さらに荷重を加えて 1~3% の塑性変形をあたえる応力、すなわち流れがはじまると、拡散が急激に促進され、加工度に対する水素の放出速度の比は最大になることを実験的にあきらかにしている。空隙附近で水素の移動が阻止されるのは、水素の分子状、原子状、あるいはイオン化した状態の形によるものではなく、空隙内の水素の圧力によつて、内面がつよい弾性変形を受け、その部分で水素拡散が抑制されるためであるとしている。

したがつて、熔融状態から凝固して過飽和の水素をふくむ熔着金属の内部においては、原子状水素が気孔、スラッグ介在物、結晶粒界の熱間割れの箇所や表面近くに

移動し、ふたたび分子状に結合して高圧となると、それらの空隙の周囲は主として弾性変形を受け、水素の活潑な拡散が止む。このような状態で徐々に塑性変形を受ける時には、引張方向に直角な空隙は三軸応力で分離破断し、周囲の流れがはじまると、その箇所に残留水素が急激に侵入して爆発的な圧力となり、銀点に見られる破断面を示すにいたる。結局、銀点の生成原因は三軸応力と空隙内の水素による爆発的圧力とによるものである。

(益本 功)

不銹鋼中のコバルトは害があるか

(Joseph R. Lane: Metal Progress, 72 (1957) p. 86~87)

普通 Ni 中には不純物として微量の Co が存在する。オーステナイト系不銹鋼のほとんどの利用には残留する Co は問題にならない。しかしながら原子炉に利用される場合には問題となり得る。

炉中で中性子にたゞかれると、天然の Co の原子が中性子を吸収する。そのためにあたらしい同位元素 Co_{60} になる。この同位元素は不安定でありかつ γ 線を放射して 5.2 年の半減期の割で崩壊する。したがって炉が閉止されても Co_{60} はその放射線を出しつくすまで崩壊する。好ましくないことは、放射線がつよくかつ長寿命であることである。一度 Co を含有する装置が放射線にさらされると、安全にいたるまでの長い冷却時間が要求される。加えて Co は熱中性子の吸収断面積が Ni の 4.5 に比較して 34.8 である。したがってこれは中性子の経済性が重要であるところではこのましくない。しかしながら普通の微量の Co の増加では吸収断面積は 1% 以上には上らない。Co がおこす障害は主に長寿命の同位元素をつくることで、中性子の吸収ではない。

Co が問題になるかならぬかは原子炉内の不銹鋼の使用および Co が多量に存在する際の原子炉の設計如何でまきま。原子力航空機の不銹鋼中の Co は原子炉をとりぞいたあとでも、航空機およびその周囲を放射するから非常に問題になり得る。

問題は高純度の Ni を使用することでほとんどなくなる。普通のやり方は約 0.7% の平均 Co 量を持つ酸化ニッケルの焼結鉍を利用する。電解ニッケルは 0.1% 以下の Co 量である。Mond 法はコバルトをふくまない Ni を得られるが量的に制限がある。以上は Inco Ni 社の Ni に適用される数字である。Cuban Ni は Co 量がすこし高目である。General Service Administration では常備用ニッケルの仕様に対して、酸化ニッケルの焼結鉍中に 1% の Co を許している。

原子核関係に使用される材料の要求をみたすため、普通の 347 型をかえた 2 種のものできた。第 1 は中性子吸収材である Ta を低くしたもの。第 2 は 349 型で Ta, Co とともに低いもの。349 型はまだ A.I.S.I. の標準として採用されていない。三種の一般的化学成分とおのおの変更値をつぎに示す。

C.,	max	0.08
Mn.,	max	2.00
Si.,	max	1.00
Cr.,		17~19

Ni., $\begin{cases} 9\sim 13 & 347 \text{ および } 348 \\ 9\sim 12 & 349 \end{cases}$

Cb+Ta, 10×C, mn

Ta., $\begin{cases} 0.10\text{max.} & 348 \\ \text{Cb の } 1/10\text{max.} & 349 \end{cases}$

Co., 0.20max 349

消費が増した場合、他の品種の低 Co のものが要求されるであろう。たとえば 304 など、もし別の品種を作る要求があれば、使用者は 10% をすこし上回る手数を要する。

γ 線単独では X 線のように Co については影響がない。したがって低 Co の不銹鋼は中性子が存在するような場所、すなわち原子炉の内部などで利用するような場合にのみ必要である。(落合治)

線材の電気抵抗による直接加熱処理法

(O. C. Trautman: Wire & Wire Products 32 (1957, 10) p. 1213)

電流を直接流してそのもの自体の抵抗によつて加熱する方法は従来ずい分工夫されて来たが、この方法の欠点は主としてアークによつて線材表面にピッチングを生ずること、接触不良のために電流密度が一定とならずに温度の不均一を生ずることであつた。最近これらの欠点を克服する方法が考案された。一般の加熱炉では被加熱体は外部から内部へと加熱され、加熱速度は最適速度よりかなりちいさいのが普通である。それで表面の脱炭もおこりやすい。これに対して電気抵抗による直接加熱法は線材、棒材、薄板などを連続的に、希望する温度まで急速にしかも均一に加熱することができる。さらに焼入などの適当な熱処理をほどこせば非常に微細な組織となつて大きい強度と良い加工性をもつものとなる。また脱炭やスケールもほとんどなく、表面がきれいである。この方法は線材や薄板のオイルテンパー、パテンチング、焼鈍に用いられている。

まず第一にオイルテンパーとよばれている熱処理について説明する。線材はまず接触炉に入る。接触炉は約 540°C の鉛浴でつぎの熔融合金炉とともに電極となりこの間に電圧をかけることによつて、線材がこの両者の間を通過する際に電氣的に加熱される。790~900°C (線材の化学組成によるが要するオーステナイト状態にする) に加熱された線材は電極のはたらきもかねている約 220°C の低融点合金浴に焼入される。つづいてさらに約 50°C の油に焼入される。このまゝでは応力がこのついでに 430~480°C の鉛浴で焼戻した後に油焼入する。このような処理はバネ線材にこのんで用いられるが

(1) セメントタイトが微細にしかも均一に分布する。(2) 抗張力が高い。(3) 疲労強度が高い。(4) 硬度が高い割に伸延性に富む。(3) スケールや脱炭がない。などの長所をもつ。

パテンチングは線材を A_3 温度 (約 900°C) 以上に加熱した後に約 510°C の熔融合金に焼入れる。こゝで適当な時間保持した後に空冷する。普通のガス加熱炉を用い塩浴焼入でパテンチングしたものと比較すると、疲労限はたとえば 1.23 mm 線 (0.67% C) で 32 kg/mm² が 44 kg/mm² となり、抗張力は 0.67% C 鋼で約 14~18 kg/mm², 0.81% C 鋼で 18~21 kg/mm² 上

昇し、伸びは大体おなじだがばらつきがすくない。

炭素鋼のみならず不銹鋼や合金鋼の焼鈍も簡単にできる。なぜならば 980~1100°C というような温度が電圧をわずかに上げるだけで簡単に得られるからである。

(中島宏興)

高温 (800~1,000°F) における鑄鉄の性質

(J. R. Kattus, Iron & Steel, 30 (1957) No. 8, 356)

1954 年以後、鑄鉄の Elevated Temperature 性質を研究する計画が A.S.M.E. と A.S.T.M. との合同委員会で採り上げられ、南部研究会が発足した。今迄完成した研究部面は、

この分野の文献調査、12種の市販合金鑄鉄の適性検査、7種鑄鉄についての 800~1000°F (427~538°C) 温度間の匍匐破壊試験および熱衝撃試験 (7種鑄鉄: Mo パーライト鼠鑄鉄, Ni-Mo パーライト鼠鑄鉄, 50% パーライト, 50% フェライト基地の Cr 鼠鑄鉄—1,650°F で4時間焼鈍一, フェライト球状鑄鉄, Cr-Ni-Mo-V パーライト鑄鉄, パーライト鑄鉄, Cr-Mo パーライト鑄鉄) である。

匍匐破壊試験の結果、1,000°F で高い短時間匍匐強度のものは 100~500 時間の荷重で急激低下を示した。この急激低下なきものは、概して均一低匍匐強度をもつものである。合金鑄鉄は 5,000 時間の荷重にも匍匐強度の低下は見られなかつた。要するに添加合金は匍匐強度にいちじるしい影響をもちとくに Mo はこの性質を改良する効力がある。最上の性質を示した Cr-Mo 鑄鉄は熱間圧延せる Cr-Mo 鋼とおなじく熱間圧延せる低 C 鋼の丁度中間に位した (ただし Cr の単独添加は有益ならず)。また Cr-Ni-Mo-V 鑄鉄は低 C 鋼とはほとんどおなじ匍匐強度を有し、他の鑄鉄はいずれも低 C 鋼におとつていた。フェライト粒状鑄鉄はパーライト鑄鉄より幾分すぐれていたようである。

金属組織および熱処理の匍匐強度におよぼす影響を見るとカーバイド球状化は匍匐強度の急激低下に関連し、Cr-Mo 鑄鉄でさえ焼鈍した場合その匍匐強度は 1,000°F では、100 時間の荷重で急激低下を来した。(ただしこの場合組織変化は見られず)。また、800°F, 5,000時間までの匍匐試験ではいずれの合金鑄鉄も組織変化は示さなかつた。

熱的衝撃試験は熱的に 800°F と 150°F 間を循環し、荷重をかけて破壊までの熱循環回数で決定された。また熱的循環の加熱時間は 85 秒で、冷却は注水によつて 15 秒で完了した。球状鑄鉄は普通鑄鉄より熱的衝撃抵抗が遥かにすぐれ、Mo, Ni のわずかな添加で、熱的衝撃値が改善された。次表は 10-年破壊強度と熱的疲労耐久限度を 800°F で各種の鑄鉄を比較せるものである。

	4270°C における 10-年破壊強度	4270°C における 熱的疲労耐久限度
Cr-Mo 鼠鉄	13.4 t/in ²	7.8 t/in ²
Mo-鼠鉄	11.4 "	6.7 "
Cr-Ni-Mo-V 鼠鉄	11.4 "	7.1 "
フェライト延性鑄鉄	7.6 "	12.3 "
普通鼠鉄	7.7 "	5.7 "
Ni-Mo 鼠鉄	11.4 "	8.3 "
Cr-鼠鉄	—	5.7 "

この 10-年破壊強度は試験資料の外挿に、また Larson-Miller parameter であたえられた近似値に基礎を置いている。

匍匐と熱的衝撃の適用範囲に対する最高応力は、この 10 年破壊強度と熱的疲労限界に基礎をおかねばならない。(谷 昌博)

焼入—焼戻合金鋼の衝撃特性について

(John P. Sheehan & Harry Schwartzhart:

Proc. A.S.T.M. 56, (1956) p. 483

焼入—焼戻合金鋼の衝撃特性におよぼす C と合金元素の影響について研究され、焼戻マルテンサイトにあられる各種の型の脆性、すなわち A-脆性 (260°C 附近にあられる.), B-脆性および焼戻脆性におよぼす影響が研究され本稿に報告されている。

A-脆性はあらゆる鋼種に表われて、260°C~427°C の間でおこる。A-脆性の量とピークのおこる焼戻温度は C と合金元素の函数である。そしてその量はいつれの鋼種でも 0.8% C で最大となる。4340 鋼の場合、ピークは 427°C にあられ、そしてこの鋼は低温焼戻により最低の遷移温度を示す。マンガン鋼である 1300 鋼は一般にいつれの鋼種よりも A-脆性をもつともいちじるしい、しかし Mo を含有する鋼種はこの脆性をちいさくする。

B-脆性は 2300 系の鋼種にあられやすく、650°C の焼戻温度で比較的高い遷移温度を示す。これは焼戻中に生じたオーステナイトの存在に帰因すると思われ、このオーステナイトは焼戻温度より冷却中あるいは試験中にマルテンサイトに変態する。

510°C~621°C の焼戻温度で長時間保持するか、あるいはこの温度範囲を徐冷するかによつてあらはれる焼戻脆性は 0.8% C の各鋼種にもつともよく観察される。Mo を添加すると焼戻脆性を減少させることができる。

一般的について、Mo を含有する各種の鋼種は遷移温度がもつともひくい。P は 4100 系と 5100 系の鋼の遷移温度に悪影響をおよぼす。Mo はこの悪影響を大いに取除く。

2340 鋼と 4140 鋼では遷移温度はオーステナイトの結晶粒の大きさとともに変る。破断面の顕微鏡観察により衝撃による挙動と破面の関係をあきらかにした。4300 系の鋼では圧延方向に直角よりも平行に切取つたシャルピー試験片の方が最大吸収エネルギーが大きい。この差は、硬度と C 量がひくいほど、大きくなる。(上野 学)

A.I.S.I. 403 および 410 ステンレス鋼の衝撃性質に対する組成と熱処理の影響 (E. J. Whittenberger, E. R. Rosenow and D. J. Carney: Proceedings of A.S.T.M. 56 (1956) 568)

マルテンサイト系ステンレス鋼でもつともよく使われるのは 12% クロム鋼で、耐蝕性および常温・高温におけるすぐれた性質はよく知られている。が最近、これらの鋼を高い硬度および高い衝撃強度の状態で用いる要望が増したので、この研究においては、高い硬度のもとでもつとも適当な衝撃性質を有するための化学組成、熱処理および組織についてしらべた。その結果を以下に掲げる。

[1] 衝撃強度に対する化学組成の影響

(イ) 炭素量を 0.06% から 0.19% まで増加すると 12% クローム鋼の V ノッチシャルピー衝撃強度が高くなり、多くの厳しい工業上の使用状態においてすぐれた性質を示す。

(ロ) 12%クローム鋼に Al, V および Ti+Al のごとき窒化物および炭化物を作る元素を少量くわえると、衝撃強度は大となる。

(ハ) Mn, Ni および N の量を増しても、この 403 および 410 鋼の衝撃強度には大した向上がみられない。

[2] 衝撃強度におよぼす顕微鏡組織の影響

(イ) 研究した組成およびオーステナイト化温度の範囲内では 1650°F のオーステナイト化温度が衝撃強度の向上に関係することが分つた。この温度では、A.S.T.M. 粒度 No. 6 よりもこまかいオーステナイト粒度をあたえ、それを急冷して焼戻した後の炭化物の分布はばらばらとなる。粒度の影響、炭化物の影響あるいは炭化物・窒化物の分布の影響のいずれによるのかは、ともに組成と熱処理に関係するのではつきりと定めることができない。

(ロ) オーステナイト粒度が平均して A.S.T.M.No. で 1 つ減少すると、鍵穴型ノッチシャルピー衝撃強度は 6ft/lb 低くなる。

(ハ) 焼戻した後に、炭化物の析出している粒界から推定される粒度が No. 6 あるいはそれより小さいときは、室温で 30ft/lb より大きい鍵型ノッチシャルピー衝撃強度を示す。粒度および炭化物と窒化物の分布模様は本研究ではつぎの方法によつて変えて行つた。すなわち、

(a) オーステナイト化温度で固溶しない炭化物および炭素窒化物を作るために V, Ti を添加する。

(b) Al を少量くわえて、オーステナイト粒度をこまかくし、1750°F までのオーステナイト化温度において固溶しない AlN をばらばらに分布させる。

(c) オーステナイト化温度において δ および α フェライトを形成させる。 δ および α は焼戻しにより、フェライト粒界にまずあらわれ、つぎにオーステナイト粒界に析出する。そして、それは炭化物あるいはフェライト-炭化物の集合体の析出のために核として作用する。

(d) 焼入温度において固溶しない炭化物を存在させるか、低いオーステナイト化温度を用いることによりオーステナイト粒度を微細化する。

この研究では、1500°F~1950°F の間を 50° 間隔にオーステナイト化温度として使用して鍵型ノッチシャルピー試験をおこない、1 方、1700°F~1850°F の間を 50° 間隔にとつてオーステナイト化温度として V ノッチシャルピー試験をおこない、光学顕微鏡組織検査、硬度試験を実施した。最後に、この研究についての紙上討論が記載されている。(内山 郁)

焼戻マルテンサイト状態の母金属における熔着鋼のエネルギー吸収の研究 (W. H. Bruckner and C. A. Robertson: The Welding Journal, 37 (1953) No. 3 p. 97-s)

T-1 鋼 (0.19% C, 0.85% Mn, 0.013% P, 0.015

% S, 0.28% Si, 0.19% Cu, 0.54% Cr, 0.93% Ni, 0.31% Al) のような焼戻マルテンサイト組織の鋼の出現とその広汎な使用により、溶接性にあたらしい知識をもたらした。かつ、エネルギー吸収ポテンシャルが高いので、T-1 鋼を構造技術に使用すると有効であることが分つた。しかし、経済的な点で、全部これを使用することはできないが、脆性亀裂の伝播を阻止する目的で主構造材料の中に溶接して、エネルギー吸収の高い部分として使うと非常に有効である。この研究は、キルド鋼およびリムド鋼 (0.18% C, 0.42% Mn, 0.013% P, 0.031% S, 0.02% Si, 0.23% Cu, 0.07% Cr, 0.14% Ni, 0.003% Al) と T-1 鋼の性質を比較し、かつ低温度破壊の危険を征服する有益な性質を評価するためにおこなわれた。とくに焼戻マルテンサイト組織が普通の構造用鋼の圧延のまゝの組織と破壊において非常にことなるのはなぜかということをしるために、その顕微鏡的機構をしらべた。使用した溶接棒は E12015 (0.04% C, 1.10% Mn, 0.017% P, 0.0025% S, 0.43% Si, 1.60% Ni, 0.83% Mo, 0.25% V) で、切欠引張衝撃試験法によつてしらべた。その結果はつぎのとおりである。

(1) 焼入焼戻し熱処理によつて得た焼戻マルテンサイト組織の構造用鋼は、リムドあるいはキルドの一般構造用鋼よりエネルギー吸収ポテンシャルが大きく有効である。

(2) 焼戻マルテンサイト組織鋼の代表としてえられた T-1 鋼の熱影響部 (heat affected zone) は、熱を受けた後もエネルギー吸収あるいは柔軟性はあまり低下しない。

(3) E12015 溶接棒でリムド鋼と T-1 鋼とを溶接した場合、その 3 者の混合部は、母材の T-1 鋼あるいは熔着界面よりもエネルギー吸収はちいさく柔軟性もちいさい。しかしその性質は、低温ではリムド鋼のそれよりもかなりすぐれている。

(4) リムド鋼において、T-1 鋼を溶接亀裂の阻止のために用いることは、脆性亀裂の伝播を阻止する結果をもたらすと思われる。それは、エネルギー吸収量が、リムド鋼母材、熔着部、T-1 鋼の順に増加するためである。

(5) T-1 鋼に存在する非金属介在物の型、分布は、引張衝撃試験における切欠感受性を減少する好影響をあたえる。この試験法における最大主応力は、stringer-type 介在物のあるような圧延方向に存在し、介在物のところに横方向応力を増すときに空所 (void) を作る。

(6) stringer type 介在物の存在は、-90°F の温度まで主に剪断による破壊に対する T-1 鋼の性態を増加させると思われる。それは、エネルギー吸収が大きいためである。

以上の結果は、切欠引張衝撃試験法を用いて得られたのであるが、ことなつた十字圧延法の操作によつて作つた T-1 鋼の破壊に関する影響をこの方法で調らべることは、かなり価値がある。また、真空熔解法によつて介在物の量および分布を調節することも重要なことである。(内山 郁) 以下 729 頁へつゞく