講 義

溶 着 金 属 の 衝 撃 値 (3)

応 和 俊 雄*

Notch Toughness of Weld Metals (3)

By Toshio Ohwa*

8. 溶接条件の影響

溶着鋼の衝撃値に影響する溶接条件の因子は多いが、ここでは溶接姿勢、冷却速度、パス数、後熱焼鈍の影響を例示しながら述べてゆくことにする。

(1) 溶接姿勢

各種全姿勢用溶接棒により下向、立向および上向姿勢で溶接した多層溶着鋼の 0、-20 および -40°C における

V ノッチ・シャルピー衝撃値比較を図-26に示す。実験点はすべて 4 個の試験値の平均値である。この図について考えてみると、姿勢別衝撃値差の大きい被覆型式とそうでないものがある。D4311 は差が小さく、ほとんど同一値を示すものとみなされる。立向あるいは上向の場合でも下向のときとの差がないということは少なくとも切欠靱性の点では真の全姿勢用溶接棒といってよからう。同一型式であっても溶接棒銘柄によって差の大きいものも、また小さいものも見うけられる。普通に考えれば下向の場合が最良の切欠靱性を有するものと思われるが、D4312、D4316 の中には下向が最良でないものもある。次に立向と上向とを比較してみると、上向のほうが

図-26-1

F : 下向姿勢
V : 立向 〃
O : 上向 〃

図-26-2 溶接姿勢と衝撃値

* 正員 株式会社神戸製鋼所溶接棒事業部, 理博, 工博
Member, General Welding Electrode Division Kobe Steel
Works Co., Ltd.

立向よりもすぐれている場合が多いが、これは運棒法に原因している。すなわち、立向の場合にウィッピング操作をすればアーク長が大となり、窒素、酸素量、さらには Mn, Si 量なども変化し、運棒操作からはフェライト粒が大きくなる傾向があることが主原因と考えられる。

(ii) 冷却速度

溶接部の冷却速度は溶接電流、電圧、速度などの溶接条件、板厚、予熱温度あるいは層間温度、溶接直後の後熱などによって変化する。ここでは層間温度、板厚の影響についての例を示そう。

図-27は E 8016-G による下向き層溶着鋼の切欠靱性におよぼす層間温度の影響を示したものである。図の結

図-27 予熱層間温度と溶着鋼切欠靱性

果では層間温度が 200°C の場合に衝撃値が最大となっているが、この原因を知るためには急冷によって生ずる焼入効果と徐冷によるフェライト粒成長の効果との両者を考え合わせねばならないであろう。代表的な変化の傾向は図-28に示すように合金元素量によって異なるものと

図-28 切欠靱性の変化傾向

と考えられる。低合金鋼の場合、図の(I)域の予熱温度の場合には急冷硬化が緩和されることによる衝撃値上昇が著しいが(II)域では徐冷による結晶粒成長が著しくなるために逆に低下を示すようになるので、曲線に最大値が生ずるようになる。これに反して、軟鋼の場合には急冷によって組織変化の生ずるものではないから、予熱による徐冷の効果として結晶粒が成長し、したがって、予熱温度が高くなるにつれて衝撃値は低下するのみであって点示したような傾向を示すのである。急冷効果としては単に組織的变化(たとえば、マルテンサイトの生成など)のみではなく、高温で平衡していた格子欠陥(空孔)の急冷による凍結の影響も考慮しておかねばならない。凍結空孔が多くなれば転位の運動に対する摩擦抵抗 σ_0^* が大きくなり、衝撃値を低下させる作用を示す。

母材板厚の影響を示す一例は図-29に見られる。これは市販されている D4316 多層溶接部であり、板厚が大となるにつれて切欠靱性は低下する傾向がある。板厚が少々大きくなっても溶着鋼はマルテンサイトになってはいないので組織変化としては説明できない。

図-29 板厚と溶着鋼衝撃値

板厚が大となってくれば冷却速度も大となるので空孔はより多く凍結される。さらに、拘束も大きいので冷却過程中的高温側における溶着部の塑性変形量も多くなる。塑性変形をおこせばラセン転位の交叉によって空孔が生成されるが、高温での塑性変形によって生成される空孔の密度は室温における変形で生成されるものの少なくとも 10^2 倍以上であるといわれている。したがって、板厚が大きければ多くの空孔が生成され凍結されることになる。これらの空孔は冷却過程において集合し、直径が50 Å 程度と思われるが¹³⁾ある臨界サイズの円板状(厚みは一原子層)になると圧潰して不動の転位ループを形成するので γ 変形に悪影響を及ぼす。もちろん、凍結空孔の中には粒界、転位線、表面などで消失するものもある。

このように考えれば板厚が大きいときに溶着鋼の衝撃値が低下する理由の推察ができるであろう。

(iii) パス数

同じような多層溶接をする場合でも一つの層を溶着するパス数によって切欠靱性は若干変動する。この傾向は

図-30 試験板形状

図-31 溶接順序の詳細

低合金鋼の場合によくわかるようである。一例として、図-30に示す形状の試験板に E 8016-G 溶接棒により、図-31に示す 4 種類の溶着法で多層溶接したときの溶着鋼の衝撃値を求めれば図-32のとおりである。衝撃は (A) のときウィービングの場合が低いようであり、衝撃値変動の原因は溶着法によってシャルピー試片中に含まれる熱影響部、微細化部などが異なること、運棒法によって結晶粒の大きいさ、組成などが変化することにあるように考えられる。

(iv) 焼 鈍

溶接部に A_1 以下の温度における応力除去焼鈍あるいはオーステナイト域での完全焼鈍などの後熱処理をおこなえば色々な性質の変化が生ずる。ある程度の合金元素を含み急冷によって生成された溶着鋼においても組織的な変化がおこり機械的性質が変化するであろう。鋼材に比較して多量の酸素を含む溶着鋼では焼鈍により著しい

図-32 溶接順序による切欠靱性変化

結晶粒成長が認められるであろうからその結果切欠靱性などには悪影響をおよぼすことが推察されよう。すなわち、溶接したままの状態が急冷硬化されていて組織がマルテンサイトのようになっておれば焼鈍によって切欠靱性は向上するであろう。したがって、含有合金元素量によって焼鈍効果は異なるといえよう。その一例としてチタニヤ型軟鋼および低合金鋼溶接部の焼鈍による衝撃値の変化を図-33に、また、遷移温度の変化を図-34に示す³⁾。

衝撃値曲線の焼鈍による変化状況には軟鋼と Cr-Mo 系との間に明かな差がある。すなわち、600°C 焼鈍の影響はいずれに対しても大体同様で曲線位置が少し高温側に移っているが、700°C 焼鈍では軟鋼は曲線の遷移部分がさらに高温側に移動するけれども Cr-Mo 系では低温側に移行している。結果的には軟鋼は溶接したまま、 $\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 系は 700°C 焼鈍後、1Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 系は 900°C 焼鈍後の切欠靱性が最も望ましい値である。この事実は溶着鋼中の合金元素量が多くなるほど後熱温度が高温に指定されている理由の一つになると考えてよからう。

9. 熱処理の影響

後熱処理としての焼鈍の効果は先に述べたが、ここではそれ以外の熱処理の効果を考えてみよう。

図-33 後熱焼鈍による衝撃値の変化 (チタニヤ型溶着金属)。

図-34 焼鈍による遷移温度の変化

イルメナイト型溶接棒Aの被覆剤中に黄血塩を添加したものK, および被覆厚さをうすくしたものDによって作成した多層溶着鋼の窒素および酸素含有量は異なってくるが、これらの溶着鋼を800°Cで焼鈍(Ann.), 焼準(N), 急冷(Q)あるいは急冷焼戻(Q+T, 300°C 焼戻)するときの衝撃値の変化を調査した結果を図-35に示す。

窒素ならびに酸素含有量の異なる溶着鋼に対する熱処理の効果のうち、焼鈍すれば溶接したままの場合(A.W.)よりも衝撃値が低下するのはいずれに対しても共通であるが、この原因は主として結晶粒の成長に帰せられる。試片Dにおいては焼入焼戻処理後に衝撃値が最良になるがKでは低下し焼準のほうが最良となるということはDとKとの間の著しい差異である。極端な徐冷(Ann.)は別として、Dのような溶着鋼に対しては比較的早く冷却することが、また、Kのようなものに対してはやや冷却速度のおそいほうが、切欠靱性には好結果を

図-35 熱処理による衝撃値の変化

A.W. : 溶接したまま
Ann : 800°C×1 hr 炉冷
N : 800°C から空冷
Q : 800°C から水冷
Q+T : 800°C から水冷後 300°C で 1 hr 加熱

もたらす。Fe-N 状態図によると、急冷後の300°C 焼戻は過飽和窒素を析出させるので切欠靱性は低下する筈である。しかし、D試片はこの傾向にない。したがって、単に窒素のみについて考えても理由が判明せず、同時に含有されている酸素についてもあわせ考える必要が生ずる。すなわち、共存する酸素量が多ければ窒素の拡散析出が助長されるのでAあるいはD試片では急冷直後でもすでに窒化物の析出がおこっており、これを300°Cに加熱すると析出物が大きくなって過時効域に達するので切欠靱性は向上すると考えざるをえない。しかし、K試片のほうは共存酸素量が比較的少ないので急冷直後の300°C 加熱で窒化物の析出した最も脆化した状態になる

のである。

この一例からも知られるように、軟鋼溶接部においても不純物原子のための熱処理の効果が認められるが、低合金鋼のごとく冶金学的な変化を示すものにおいてはもっと著しい影響のあることは言をまたない。

10. 自動溶接部の衝撃値

これまで述べてきたのはすべてアーク溶接棒による溶着鋼の衝撃値であるが、ここでは最近とみに関心の高まってきた自動溶接部の切欠靱性の一例を述べよう。

自動溶接法は非常に能率的かつ経済的であるが、その切欠靱性はアーク溶接部に比してかなり劣っている。原因は第一に結晶粒の大きさ、樹枝状晶の発達にあるが、脱酸不足もあげられよう。しかし、最近の研究成果によれば、軟鋼、高張力鋼などに対して使用できるすぐれた切欠靱性のものが得られたようである。

図-36に示すのは厚さ 32 mm のキルド鋼ユニオンメルト多層溶接部の衝撃値であり、従来のフラックスに比して切欠靱性のはるかにすぐれたフラックスが製作され

図-36 潜弧多層溶接部の切欠靱性 (32 mm キルド鋼板)

るようになった。図-37は60キロ・ハイテン両面 one-Pass 溶接部の衝撃値である。この方面においても切欠靱性の向上はかられ、低温用構造材への適用分野も開拓されつつある。

CO₂ ガス溶接法は最近になって注目されるようになってきた。溶接部の切欠靱

図-37 60キロ級調質高張力鋼 潜弧溶接部の切欠靱性

性向上のため心線の研究がおこなわれているが、厚さ 16 mm のリムド鋼の5層9パス溶接部の切欠靱性を一例として示せば図-38のとおりである。

図-38 チューブ心線による炭酸ガス多層溶着部の切欠靱性

11. バラツキについて

供試材自身の不均一性、測定誤差、試片状態、切欠位置、冶金学的問題などによって溶着鋼の衝撃値にはある程度のバラツキがあり、また、衝撃値の分散ということを考えれば脆性遷移現象の追求は統計的な方式にまつべきであろうと思われる。

図-39は切欠をつける位置によって衝撃値の異なる一例であるが、表面ノッチのほうが側面ノッチよりも高い衝撃値を示すけれどもバラツキは大きい傾向がある。

図-39 Vノッチ加工位能による衝撃値の変化

正確な衝撃値/温度曲線を求めるには同一温度で試験する数を多くせねばならない。普通は2~3個の平均値を用いているが時にはこれがあまり信頼できないこともある。図-40は 12 mm 厚の SS 41 材の 5 mm U ノッチ衝撃試験において、2本の試片の結果から求めた遷移曲線と30本の平均値によるものとの差異の一例を示すものである。

図-40 試験片使用個数による切欠靱性曲線の評価の相異

衝撃値の遷移曲線は図-41に示すごとく、遷移帯では値のバラツキが大きくなると思われるから、何個かの衝撃値の平均値からの標準偏差が最大となる温度を

図-41 衝撃値の典型的な変化

もって遷移温度が決定されはしないかと考えられるが、実際にはなかなか思うようにはゆかないようである。

図-42 衝撃値頻度曲線

同一温度におけるシャルピー値の分布様式には図-42のごとき4形式が考えられる。(1)は正規分布であり、ガウス分布をしていると見なされる。一例として、SS 41材の30個の値の分布をとってみると図-43のようになっている。(2)は遷移帯内におけるがごとく、ある二つの

図-43 衝撃値頻度分布の一例 (SS 41)

値を中心として分布している場合に見られる。(3)の様式は比較的少ない。

最近提唱された統計的な方法¹⁴⁾によると、ある一定温度で衝撃した試片総数を N_0 とし、これらの衝撃値の中で E_i よりも大きな値を示したものの数を N_i とすれば、 E_i と $(\log N_0/N_i)^{1/2}$ とは直線関係を示す。この理論は試片の衝撃破壊がおこるには最少値 E_0 以上のエネルギーが必要であり、エネルギーが E_0 以上であればその超過分に比例して単位エネルギーあたりの増加により破壊の生ずる確率が増加するとの仮定から出発している。この方式によれば $(\log N_0/N_i)^{1/2} = 0.583$ に相当する E_i が衝撃値の平均値 $\bar{E}$ となることが理論的にも実験的にも明らかにされている。しかし、衝撃値分布が bimodal のとき (図-42の(2)) には E_i と $(\log N_0/N_i)^{1/2}$ との関係は直線から相当にはずれてくるようである。理論的な帰結として、衝撃値の真の値を求めるには20~30個の試片が必要である。

なお、溶接部の欠陥としての気孔は、その占める面積が試片有効断面積の7%以下であれば衝撃値にはあまり影響しないが、これ以上になると急激に衝撃値は低下するといわれている¹⁵⁾。

12. 結 言

溶着鋼の切欠性に影響する因子としては既に述べたもののほかに、加工、放射線照射、疲労、時効など多くあるがこれらについてはまだ実験報告が比較的少ないので割愛することとした。衝撃値のバラツキは通常の鋼材においても認められることであるが、溶着鋼については特に認識を深めておく必要がある。

最近になって低温用材料が急速に発達し、低温における切欠靱性の優秀なことが要求されるようになったが、溶着鋼もこれに劣らぬものとすべく研究が重ねられているのは好ましいことと考えられる。溶着鋼の切欠靱性向上において先ず取上げなければならないのは酸素および窒素の悪影響の防止の問題であり、脱酸あるいは脱窒が非常に重要な因子になるものと考えられる。

文 献

- 1) N.J. Petch; Phil. Mag. Ser. VIII, 3 (1958), P. 1089
- 2) 応和; 溶接学会誌, Vol. 29 (1960) No. 3; Vol. 30 (1961) No. 3
- 3) 応和; 溶接界, Vol. 11 (1959) No. 10 ~ Vol. 12 (1960) No. 5
- 4) S.S. Tör et al; Weld. J. Vol. 29 (1950) P. 477-S
- 5) 長谷川; 鉄と鋼, 41年4号 P. 451
- 6) 吉蔵, 金沢; 造船溶接研究委員会報告, 1953年
- 7) 応和; 第3, 4, 5回 AT 委員会報告, 1961年5, 7, 8月
- 8) D.J. Snyder; Weld. J. Vol. 35 (1956) P. 381-S
- 9) 靱位論の金属学への応用, 日本金属学会, 金属結晶分科会編
- 10) 今井, 石崎; 日本金属学会誌, Vol. 16 (1952) No. 1~12
- 11) 今井, 矢沢; ibid. Vol. 14 (1950) No. 1~3
- 12) F.R.N. Nabarro; Report of a Conference of Strength of Solids, 1948
- 13) G. Schoeck and W.A. Tiller; Phil. Mag. Vol. 5, 49 (1960) P. 43
- 14) 平田; AT 委員会報告, 1961年5月
- 15) W.L. Green et al; Weld. J. Vol. 37 (1958) P. 206-S