論文および報告

鋼材のアーカ溶接における連続冷却変態

—溶接熱影響部の組織におよぼす熱サイクルの影響—

Andrej Havalda* (アンドレイ・ハバルダ)

Isothermal Austenite Decay in Electric Arc Welding

—Thermal Cycle Effect on Parent Material Structure in a Welded Joint—

By Andrej Havalda*

Abstract

The thermal cycle and microstructure in each portion of the weld heat-affected zone of a steel are examined.

The CCT diagrams in the case of the max. heating temp. 1050°C for two steels, which one contain 0.27%C, 1.05%Mn, 1.3%Si, 0.3%Cr, 0.27%Ni, 0.20%Mo and the other 0.31%C, 0.63%Mn, 0.25%Si, 2.0%Cr, 0.5%Ni, 0.3%Mo, are plotted.

The microstructure and hardness in the weld heat-affected zone are in a good accordance with those of the specimen subjected to the thermal cycle of the same max. heating temp. as above (1050°C).

It seems to be reasonable to use CCT diagrams for the development of the welding technology of the low alloy and alloy steels and to be effective for the choice of the adequate welding conditions.

紹介

Andrej Havalda 氏はチェコスロバキヤのブラティスラバ市にある溶接研究所の所員で、3年ほど前突然手紙を寄せ、当時日本の溶接学会誌に掲載中の関口、稲垣らの溶接用連続冷却変態図に関する論文を見て共鳴して来た。その後私共の論文の要約をチェコの溶接学会誌に掲載することになり、国際溶接学会1960年々次大会（ベルギー・リエージュ市で開催）に提出した下記英文論文を Havalda 氏あてに送った。

IIW 文書番号, IX-262-60, H. Sekiguchi and M. Inagaki: Continuous Cooling Transformation Diagrams of Steels for Welding and their Application

Havalda 氏は私共の英文論文をやや圧縮してチェコ語に翻訳し、ブラティスラバ溶接研究所サベルカ(Čabelka) 所長(アカデミー会員)の50年誕生記念号としての下記チェコ溶接学会誌に掲載した。

Zváračský Sborník, 9 (1960), No. 2, p. 190~218.

Havalda 氏も溶接用連続冷却変態図について研究中で、彼のこの種の論文が東独の溶接学会誌(Schweißtechnik)に掲載されたこともある。今回この機会に Havalda 氏から、日本の溶接学会誌に彼の英文論文を日本語に翻訳して掲載するよう依頼してきた。これがその論文である。彼の英文論文を入手したのは昨年始め頃であったが、諸般の事情で掲載が遅れたことを申し訳けなく思っている。

(関口、稲垣記)

一般に溶接においては、溶接部が局部的に加熱されて溶融凝固した後、周囲の温度まで連続冷却される。アークによって溶接金属に与えられた熱エネルギーは、これ

に隣接する母材に、融合線よりの距離によって変化する熱影響を与える。

溶接前には被溶接物の温度は周囲の温度と同じであるが、アークによって熱影響部の温度は急速に上昇し、ある最高温度に達した後ふたたびもとの温度に下る。熱影

* Ing. Andrej Havalda, Cand. of Techn. Sciences, Bratislava Czechoslovakia.

Fig. 1 Thermal cycle producing the temperature field during the welding process

響部におけるある点の時間に対する温度変化を「熱サイクル」と称するが、この例を Fig. 1 に示す。

各点の熱サイクルの形状はある法則にしたがって変化する。その温度は溶接ビードの中心からの距離が増すと減少する。かくして溶接線から異なった距離にある各点は異なった最高温度に達し、加熱および冷却速度が変ってくる。そこで実際問題として、これらの熱サイクルが、熱影響部の組織変化、とくに溶接継手の機械的および物理化学的性質に直接あるいは主要な影響を与えることは明らかである。

アークの熱エネルギーは溶接部の比較的狭い面積に集中されるため、溶接部には不均一な温度分布が生ずる。かくして溶接部には、ある溶接条件によって与えられた熱サイクルに対応して、組織変化が見られる。この組織は、与えられた熱サイクル、使用鋼材の化学成分ならびに熱処理および化学処理の履歴に依存する。各溶接熱サイクルは、溶接線からの距離によって形状が異なるので、それぞれの熱サイクルに応じて組織が変化し、したがって機械的性質も異なる。

溶接継手の最適条件を決定するには、その性質に直接影響するすべての因子を知る必要がある。溶接部に影響する主因子は冷却速度であるが、この冷却速度は被溶接材の種類ならびに初めの状態に関連して調査しなければならない。これらの因子が本質的に溶接部の性質に影響するからである。

冷却速度が根本的なものであるから、溶接熱影響部の各点の冷却過程を規定する溶接条件を知る必要がある。アーク溶接においては、冷却速度はまず次の諸因子によって変る：

1. アークによって溶接金属に供給される熱エネルギー量；
2. 母材の熱伝導度；
3. 溶接速度；
4. 溶接部の厚さ；

5. 溶接片の幾何学的形状；

6. 初温；

上記の諸因子からわかるように、冷却速度は種々の方法で調整することができる。その最も簡単な方法は、溶接長の単位当りの供給熱量を変えることである。ここで注意しなければならないことは、供給熱量の変化が溶接ビードの形状を変え、その結果溶接部断面積あるいは溶接金属の深さ変ることである。この方法による調整は、溶接構造物の動的歪の観点から、必ずしも有利ではない。そこで構造物の溶接施工時だけでなく、実際に使用中においても、溶接部の性能に影響するあらゆる因子を調査することが常に必要である。

アークの熱量は次式で表わされることが知られている：

$$Q = 0.24UI \quad (\text{cal/s}) \dots\dots\dots (1)$$

アーク溶接によってビードに供給される熱エネルギーは、電流 (I) と電圧 (U) に関係するので、溶接中にこれらの条件を変えることができ、自然に熱サイクルの過程を変えることもできる。

溶接部の冷却速度を小さくするには、第1に電流またはアーク電圧を高めるか、あるいは溶接速度を小さくすることによって、単位ビード長当りに供給されるエネルギーを増すことが必要である。溶接ビードの最適性質を保つためには、アーク電圧は狭い範囲にしか変えることができない。電流値は実質的に大きく変えられるが、アーク電圧の場合と同様、正常なビードの溶込みおよび特にビードの性質に影響する因子であるから、これにも限界がある。したがって電圧および電流を変えて、広範に熱サイクルを調整することは困難である。

供給エネルギーの適当な選択によって、最適形状の溶接継手を得るための冷却曲線が得られない場合、またはかような方法ではよい溶接部の性質が得られない場合には、被溶接材の予熱が望ましい。

溶接中の熱影響部の冷却速度は、(2)式によって計算することができる：

$$w = 2\pi\lambda \cdot \frac{(T - T_0)^2}{Q/v} \dots\dots\dots (2)$$

この式は表面熱源すなわち無限の厚板の場合の冷却速度を決定するのに適用できる。開先加工をしない薄板の溶接の場合には、冷却速度は(3)式によって計算することができる：

$$w = 2\pi\lambda\gamma c \cdot \frac{(T - T_0)^3}{(Q/vh)^3} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 λ ：材料の熱伝導率，cal/cms.°C

Q ：単位時間に供給される熱量，cal/s

v ：溶接速度，cm/s

c ：比熱，cal/g.°C

γ : 比重, g/cm h : 板厚, cm T_0 : 初温, °C w : 温度 $T^\circ\text{C}$ における冷却速度, °C/s

上式は予熱温度が溶接中変化しないと仮定した理論式で、比較的厚い板で熱容量が大きく予熱温度があまり変化しないで、緩やかに冷却される場合に適用される。予熱した薄板は初温が変化し、各温度における冷却速度はアーク溶接および予熱処理によって供給された熱量ばかりでなく、溶接中の放熱にも依存する。

今、次の溶接条件で黒皮試片上にビード置きした場合、 $T=650^\circ\text{C}$ における母材の瞬間的な冷却速度を計算してみる：

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{電流 } I, 300\text{A} \\ \text{アーク電圧 } U, 30\text{V} \\ \text{熱効率 } \eta, 0.7 \\ \text{溶接速度 } v, 0.2\text{cm/s} \end{array} \right.$$

アークによって溶接ビードに供給される熱量 Q は

$$Q = 0.24 \times 0.7 \times 30 \times 300 = 1500 \text{ cal/s}$$

そこで

$$Q/v = \frac{1500}{0.2} = 7500 \text{ cal/cm}$$

鋼材の場合熱伝導率 $\lambda = 0.1 \text{ cal/cm s }^\circ\text{C}$ である。予熱温度、 $T_0 = 0^\circ\text{C}$ のときには、 $T = 650^\circ\text{C}$ における冷却速度 w は

$$w = 2\pi \times 0.1 \times \frac{650^2}{7500} = 35^\circ\text{C/s}$$

今かりに上記冷却速度が溶接鋼材の組織変化に関して過大であり、オーステナイトの安定度が最も小さい界域においてわずか 20°C/s の瞬間的冷却速度に達する必要があると仮定すると、単位溶接長当りのアーク供給熱量は

$$7500 \times \frac{35}{20} = 13100 \text{ cal/cm}$$

まで増加させるかまたは鋼材を予熱する必要がある。

単位溶接長当りの供給熱量を増すためには、溶接条件を変えて電流 (I) を増すか、溶接速度 (v) を小さくするかのいずれかをとらねばならない。この溶接条件の変化が溶接継手性能に悪影響をおよぼし、たとえば溶込み不完全を起す場合には、予熱操作を行って冷却速度を小さくする必要がある。

母材鋼片の予熱温度が 150°C の場合には

$$T - T_0 = 650 - 150 = 500^\circ\text{C} \text{ となり,}$$

冷却速度 w は

$$w = \left(\frac{500}{650} \right)^2 \times 35 = 21^\circ\text{C/s.}$$

(2)式によって板厚 25 mm 以上の黒皮材に溶接ビードを置く場合の冷却速度を計算することができる。また

(3)式は薄板の単層溶接における冷却速度の計算に使用することができる。

低炭素鋼の場合には、冷却速度はその鋼材の機械的性質の変化にそれほど影響しないが、普通の炭素鋼および合金鋼には特に影響する。この種の鋼材には溶接継手の熱サイクルがその性質に本質的に影響するので、各熱サイクルの傾斜および形状に十分注意を払う必要がある。換言すると、種々の溶接条件における母材の理論的なびに実験的な冷却曲線は特に次の 3 つの点が重要である。

(1) 種々の溶接条件による熱影響部の組織変化および変態の推定、すなわち溶接線からの種々の距離における各熱サイクルに対応する組織を溶接しないで推定することが可能である。それには溶接熱影響部の変態を推定しうる連続冷却変態図の中に、実際の溶接冷却曲線を記入する。

(2) 熱サイクルの正確な形状および傾斜がわからないとき、溶接部の性質を試験してその変化の理由を調べることができる。

(3) 連続冷却変態図中に種々の条件で溶接した母材の冷却曲線をプロットすることは、諸因子すなわち母材板厚、温度、継手形状、単位ビード長当りのアーク供給熱量と溶接継手の顕微鏡組織との間の関係を明らかにする。換言すれば種々の金属板についてそれぞれの重要な同一溶接熱サイクルを与えるための溶接諸条件を選定することができる。つまり上述の諸因子は溶接熱サイクルに直接影響する。

溶接継手部の変態

溶接継手は溶融充填金属が母材表面または開先内に溶着されたものなので、いわば小型铸造品に類似しており、両側の母材によって急冷される。熱量は、アーク作用の結果、溶接部の比較的狭い表面部分に集中され、母材の熱伝導によって分散される。したがって各部が異なった熱処理を受ける。そこで溶接の際には、数種の現象が起る。すなわち充填金属と母材の溶融、溶接金属に隣接する母材の熱処理、溶融池の凝固、溶接金属およびその隣接部の連続的な冷却が起る。そして各部はそれぞれ異なる冷却曲線をたどるが遂には、各部の温度差は減じ母材が周囲の温度まで冷却する。アーク溶接によって供給される熱量は、溶接部の寸法に比してきわめて局部に集中されるから溶融金属は著しく高温になり、溶接中ビードの温度分布は不均一で、熱影響部には大きな温度勾配が生ずる。かような急激な温度変化がまた直ちに溶接継手の組織に影響し、この結果実際に物理的および機械的性質が変化する。溶接継手の機械的性質を母材と同等

にするためには、あるいはできるだけ近似させるためには、どうすればよいかを考える場合、溶接条件とそれが母材におよぼす影響を知ることが大切である。そこでまず溶接条件と熱影響部の組織との関係を調べよう。

前述したように、アーク溶接では局所的な高温が発生し、冷たい母材に急速に熱が伝わり、溶接ビード近傍は溶接線からの距離にしたがって、熱サイクルが変化する。その冷却速度は溶接条件および母材の板厚によって変化する。そこで母材は短時間に低い温度、時には 0°C 以下から熔融金属の温度まで広範な温度効果を受け、熔融金属の付近は必ず過熱される。この急熱とその時の冷却過程によって、溶接熱影響部には、各加熱温度ならびに冷却速度に対応する組織が現われる。

鋼材の場合には、その到達温度にしたがって、熱影響部は、次のように区別される：

界域Ⅰは最高温度が A_{c1} まで加熱された部分、

界域Ⅱは $A_{c1}\sim A_{c3}$ の温度範囲に加熱された部分、

Fig. 2 Microstructure of parent material

Fig. 3 Microstructure of the portion heated above A_{c1} point by welding

Fig. 4 Microstructure of the portion heated closely above A_{c3} by welding

Fig. 5 Microstructure near the fusion line by welding

界域Ⅲは A_{c3} から局部的熔融を起す温度までの範囲に加熱された部分、

界域Ⅳは溶接金属の熔融温度に加熱された部分、

A_{c1} まで加熱された界域Ⅰにおいては、溶接熱によって物理化学的な不平衡の状態になる。鋼材に含有されている合金元素、微量元素および不純物の溶解度は温度とともに変化し、鋼材を加熱すると溶解度は一般に増加し、これが溶接継手の機械的性質に影響する。この界域では、焼鈍によって加工硬化が消失する。一方含有元素が平衡状態にないときには、過飽和に固溶している元素が析出する。この界域の冷却中には相変態は實際上完了するが、冷却が緩やかな場合には、低温になるにつれ溶解度が低下するために諸元素の析出が起ることがある。

しかし溶接においては冷却速度が大きいので、十分析出する時間がなく、応々諸元素が過飽和に固溶した状態になる。加熱冷却中特に重要なことはガスの影響である。

ガスは温度によって溶解度が変化するので、粒界応力が発生し、材料が脆化する。とくに溶接構造物が動的歪を受ける場合に危険である。 A_{c1} 点以下の温度で長く保持されると、ある相の粒状化および凝集が起る。この現象は、 A_{c1} 点に近い高い温度ほどまたこの温度に長く保持されるほど促進される。

加熱温度が $A_{c1}\sim A_{c3}$ 範囲の界域Ⅱにおいては、到達温度および冷却速度にしたがって組織の変態が起る。 $A_{c1}\sim A_{c3}$ の温度範囲においては、新しく生成したオーステナイト中にフェライトが固溶し消失する。そしてこの過程は A_{c3} 点に到達すると完了し、この温度以上では完全なオーステナイト組織である。溶接線からの距離によって、到達温度および冷却状況が異なるので、各部でオーステナイト化の程度が変わる。

次の冷却中においては、過冷されたオーステナイトーフェライトの混在組織からフェライトが析出し、残りのオーステナイトは炭素含量が高くなり A_{c1} 点でパーライトに変態する。パーライトの形状は、初めのオーステナイト化の温度によって変化する。 A_{c1} 直上のオーステナイト化温度から冷却された場合には、パーライトは沢山の微細な粒となる。オーステナイト化温度が A_{c1} 以上の高温になるにつれ、オーステナイト中のフェライトの溶解度が大きくなるので、元のパーライト粒界は消失する。到達温度が溶接熱影響部の組

Steel	C	Mn	Si	Pand S	Cr	Ni	Mo
P22	0.31	0.63	0.25	0.03	2.0	0.5	0.3

Speed No. 1

Speed No. 2

Speed No. 3

Speed No. 4

Speed No. 5

Speed No. 6

Fig. 6 CCT diagram for the steel P 22. Austenitizing temp. : 1050°C

組織におよぼす影響は次の図によって明らかである。

Fig. 2 は、0.15 % C 鋼母材の溶接前の組織である。Fig. 3 は A_{c1} 点以上に加熱された部分の組織を示す。この場合にはパーライト粒の再結晶すなわちパーライトの再変態だけが起った。分散したパーライトの外側の境界は元のパーライト境界と同じで、フェライト地はほとんど分解していない。パーライト粒だけに再結晶が限定された。

Fig. 4 は A_{c3} 点直上の温度に加熱された部分の組織で、この場合には完全に再結晶を起しているが、結晶粒は粗大化の時間が十分でないために均一に微細化している。 A_{c3} から部分的に溶解する温度までの範囲に加熱された領域 III においては、高温になるにつれ結晶が粗大化する。また鋼種および加熱温度と冷却速度に応じて、冷却中に焼入れが起る。 A_{c3} 以上の加熱温度の不均一および冷却速度の差異によって、溶接熱影響部の各所の組織が変化する。

溶接によって A_{c3} 温度以上に加熱中は、ある相がオーステナイト中に固溶するが、 A_{c3} 以上の加熱時間が短かいので完全には起らない。熱影響部で重要なことは、存在する水素ガスの作用である。 A_{c3} 温度以上における水素の溶解度はフェライトの場合の 2 倍以上で、 A_{c3} 以下に冷却後は水素が主として元のオーステナイト粒界に析出し、粒界

に高圧の応力が発生して、脆い組織を呈する。母材が部分的に溶融した界域および完全に溶融した界域Ⅳにおいては、母材と合金元素および不純物の物理化学的な平衡にしたがって、溶融が進行する。溶接中は、混合成分および不純物の多い不純な金属が部分的に溶融し、主体をなす合金部分は、溶融池の中でまだ溶融しないで結晶形を保持する。低融点の成分の偏析によって化学的不均一が生ずる。

急冷の結果、析出した固体、液体またはガス相は溶接ビードに不均一に分散し、凝固後の溶接金属には、溶接継手の機械的性質を悪くする不純物の網目が存在する。完全に溶融した界域においては、溶接金属は液態から凝固し、周囲の温度に冷却されると、Fig. 5 に見るような鑄造組織を呈する。

溶接用連続冷却変態図の可能性

合金鋼の溶接性の判定には、その鋼材の溶接部の割れ感受性がまず第 1 に重要である。この意味から割れの原因に関する研究には、特別な注意を払う必要がある。

鋼材の溶接熱影響部の割れは、この部分の組織変化の過程と密接な関係がある。溶接部においては、加熱温度と冷却曲線によって溶接線からの種々の距離で組織が変化する。これらの変態の様子は連続冷却変態図略して CCT 図によって理解できる。諸鋼種の CCT 図は、溶接条件が異なる場合の鋼材の挙動に関する知識を得るのに、きわめて有効である。

それゆえ CCT 図中に溶接中の冷却曲線をプロットすることは、有効なことであると考えられる。

CCT 図中に、諸条件に基づく被溶接物の冷却曲線をプロットするには、次の 2 つの事項に注意しなければならない：

(1) 諸冷却速度は、それら冷却曲線の形状に関するそれぞれの尺度を意味していること。

(2) 各冷却曲線のオーステナイト化温度の規準を定めること。

上述の(1)に関しては、溶接部で測定された冷却曲線は、各鋼材の CCT 図における冷却曲線範囲内にいつも位置しているので、これらの冷却曲線を CCT 図中に十分確実にプロットし、その結果を導き出すことができる。

(2) に関しては、CCT 図はすべてある定まったオーステナイト化温度について得られたもので、オーステナイト化温度が変われば、普通の炭素鋼および低炭素鋼の場合、CCT 図の各曲線の形状が部分的にあるいは全面的に変化することに注意しなければならない。溶接熱影響部は、位置により種々のオーステナイト化温度に達するので、精密を期するには、熱影響部の各所の加熱温度

に対する CCT 図を作成しなければならない。しかしこれは実用的でないで、一定の溶接部のみについて、多数の図を作成すべきである。溶接金属中心線からの種々の距離における熱影響部の組織の変化は、オーステナイト化温度の変化に基ずくものであると考えねばならないが、この影響は典型的なものであって、鋼種によってその影響を個々に考える必要がある。低炭素鋼については、オーステナイト化温度の影響は、それほど顕著ではなく、高温になるとパーライトおよびフェライトの発生界域が部分的に右側にずれるが、バーナイトの発生界域は変化しない。上述のことから、鋼材溶接に CCT 図を適用するときには、この CCT 図のオーステナイト化温度よりも高い温度に加熱された溶接熱影響部は、冷却中にフェライトおよびパーライトの発生傾向が小さく、焼が入り易い。したがって熱影響部のオーステナイト化温度が高い部分については、CCT 図におけるパーライトおよびフェライトの発生量よりも少くなると考えねばならない。すなわち、溶接熱影響部に CCT 図を適用するに当たっては、いつもオーステナイト化温度の影響を考える必要がある。

溶接熱影響部の各オーステナイト化温度および冷却曲線が定まれば、これに正確に適用しうる CCT 図の作成方法を選定しなければならない。溶接熱影響部の冷却曲線を CCT 図中にプロットする場合、時間の原点は熱影響部が冷却中 A_{c3} 点を通過する瞬間とする。この方法は、とくに溶接の場合種々の到達温度に対して冷却曲線を比較する場合に便利である。

CCT 図に冷却曲線をプロットすることは最も正確で便利であるが、反対に各熱影響部について多数の CCT 図をつくることは面倒である。そこで溶接熱影響部の各点における変態を知るには、次の方法で十分であると思う。著者は鋼材の組織におよぼすオーステナイト化温度の影響ならびに溶接部の変態調査への CCT 図適用の可能性を、実験的に確かめた。

この目的に著者は 2 鋼種を使用し、これらの CCT 図を作成した。一方実際に溶接を行って継手の冷却曲線を測定し、冷却後の顕微鏡組織を調べて、同じ冷却曲線で冷却した CCT 図作成用試片の組織と比較した。かくして両者の組織の類似から CCT 図の適用性を検討した。

供試鋼の化学成分は次の通りである。

鋼種 P 11 :

C	Mn	Si	P と S	Cr	Ni	Mo
0.27	1.05	1.3	0.03	0.3	0.27	0.20

鋼種 P 22

C	Mn	Si	P と S	Cr	Ni	Mo
0.31	0.63	0.25	0.03	2.0	0.5	0.3

Steel	C	Mn	Si	P and S	Cr	Ni	Mo
P 11	0.27	1.05	1.3	0.03	0.3	0.27	0.20

Fig. 7 CCT diagram for the steel P 11. Austenitizing temp. : 1050°C

なお鋼種の記号は公的な規格でなく、所内の区分にすぎない。

CCT 図の作成に使用した試験片は直径 10 mm, 厚さ 1 mm の円板状で、オーステナイト化の条件は次の通りである：

オーステナイト化の温度
 $T=1050^{\circ}\text{C}$

保持時間 $t=10\text{ sec}$

オーステナイト化温度までの加熱に要する時間

$t=50\text{ sec}$

これらの値は、種々の溶接条件において測定した溶接熱サイクルを基として得られた平均値に相応するものである。上述のオーステナイト化の条件で作成した CCT 図は、鋼種 P 22 および P 11 に対し、それぞれ Fig. 6 および Fig. 7 に示す通りである。

各試験の冷却曲線について顕微鏡組織を調べた。それらの組織を写真に示す。

CCT 図の作成に使用した鋼試片の硬さを Table 1 に表示した。鋼種 P 22 および P 11 から $300\times 150\times 6\text{mm}$ の母材試片を作り、ビードを置いた。その際、溶接部の A_{c3} 点以上の温度に加熱される各点の冷却曲線を調べた。その結果を Fig. 6 および Fig. 7 の CCT 図中にプロットした。斜線を施した部分が溶接熱影響部の冷却曲線範囲である。溶接試片の溶接金属中心線からの種々の距離における硬さ分布を図示すると、鋼種 P 22 については Fig. 8 および Fig. 9 が得られ、鋼種 P 11 につい

Point No.2,3,4

Point No. 1

Fig. 8 Schema of the specimen tested and the hardness and microstructure at different distances from the weld bead axis of the steel P 22-example I.

Point No. 1

Point No. 2

Point No. 3,4

Fig. 9 Schema of the specimen tested and the hardness and microstructure at different distances from the weld bead axis of the steel P 22-example II.

Point No. 1

Point No.3,4

Point No. 2

Fig. 10 Schema of the specimen tested and the hardness and microstructure at different distances from the weld bead axis of the steel P 11-example I.

Table 1 Hardnesses of Specimens Cooled with Various Cooling Curves

No. of cooling curve	1	2	3	4	5	6
Steel						
P 22	620	580	560	460	420	370
P 11	620	550	500	420	360	300

Fig. 11 Schema of the specimen tested and the hardness and microstructure at different distances from the weld bead axis of the steel P 11-example II.

ては Fig. 10 および Fig. 11 が得られる。

溶接熱影響部の冷却曲線を測定した各所の顕微鏡組織も調べた。それらの組織を写真に示す。

結果の比較と結論

溶接試片の冷却曲線は Fig. 6 および Fig. 7 にプロ

ットされているように、CCT 図の冷却曲線 2 と 3 の間を通過している。そこで冷却曲線 2 と 3 の間で冷却された場合の顕微鏡組織と溶接熱影響部の冷却曲線を測定した個所の組織とを比較することにする。

なお溶接影響部は再結晶温度以上の種々の温度に達するが、CCT 図中には溶接ビードに近接した部分の冷却曲線のみがプロットされ、しかも冷却中に Ac_3 点を通過する瞬間を時間の原点とした。

Fig. 6 の冷却曲線 3 に対応する鋼種 P22 の顕微鏡写真 No. 17493 と熱影響部の組織写真 4210 および 4226 とを比較した場合、両者に共通した一致が見られる。また両者の硬さも同程度である。すなわち写真 17493, 4210 および 4226 の各組織の硬さはそれぞれ 560 Hv, 579 Hv および 600 Hv である。

同様にして鋼種 P 11 について比較すると、溶接熱影響部の冷却曲線は CCT 図の冷却曲線 2 と 3 の間を通過する。写真 17498, 4230 および 4211 を比較して各組織がまた互によく対応しており、硬さは、それぞれ 500 Hv, 511 Hv および 520 Hv となりきわめてよく一致した。

以上のことから、溶接熱影響部の個々の組織は、実際の溶接熱サイクルを基礎にして選定されたオーステナイト化の条件で作成した CCT 図中の対応試片の顕微鏡組織によく一致することがわかった。これはまた各硬さの値が共通している事実からも確かめられる。なお溶接熱影響部の組織検査と CCT 図作成用試片のそれとは別々の 2 つの実験室で行われた。

これらの結果を基礎にして、低合金鋼および合金鋼の溶接技術の向上に、上述の条件で CCT 図を適用することは意義があると思われる。この事実によって、溶接用鋼材の CCT 図に関して到達した結果を実際に応用しうる可能性が示された。これは適当な溶接技術の選択、特に溶接における予熱操作の選定に確かに寄与するであろう。

(稲垣道夫記)

文 献

- 1) Rose A.: Die Bedeutung der Zeit-, Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder und ihre Anwendung in der Schweißtechnik. Schweißen und Schneiden 1956, No. 11, p. 442-449.
- 2) Rykalin N.N.: Raschyty teplovych processov pri svarke. Moskva 1951.
- 3) Havalda A.: Použitie diagramov pre anizotermálny rozpad austenitu pri štúdiu tepelnej kinetiky pri zváraní sódokrytým oblákom. Zváranie 1957, No. 6, p. 163-166.
- 4) H. Sekiguchi and M. Inagaki: J. Japan Welding Soc., 27, 1958, 194-200, 201-206, 207-212.
- 5) H. Sekiguchi, M. Inagaki: J. Japan Welding Soc., 27, 1958, 457-460, 461-465, 526-530.
- 6) Steven W. — Mayer G.: Continuous Cooling Transformation Diagrams of Steels. Journal of the Iron and Steel Institute, 1953, No. 5, p. 33-45.
- 7) Atlas of Isothermal Transformation Diagrams. Pittsburgh 1951.
- 8) Havalda A.: Sledovanie rýchlosti ochladzovania pri zváraní a ich aplikácia na izotermálny rozpad austenitu. Examination of the Cooling Rate in Welding Process and its Application to the Isothermal Austenite Decomposition. Zváracský zborník 1957, No. 2, p. 239-262.