鋼材再現溶接熱影響部の変態挙動におよぼす 成分元素の影響 (第4報)*

—溶接用 SH-CCT 図におよぼす Cr の影響—

春日井 孝 昌** 稲垣 道 夫**

Effects of Alloying Elements on Transformation Behaviour for Synthetic Weld Heat-Affected Zone of Steels (IV)*

—Effect of Cr on SH-CCT diagram for welding—

by Takayoshi Kasugai** and Michio Inagaki**

The effect of Cr on transformation behaviour in synthetic weld heat-affected zone of steel was investigated using simplified steels made of pure metals and graphite. Cr element displaced ferrite and pearlite transformation regions to a longer time, and extended Zwischenstufengefüge (Zw) transformation region to a longer time in the SH-CCT diagram for welding. Each critical cooling time Cf' , Cp' and Ce' increased with Cr content. Cz' was very small value.

Morphologies of ferrite, pearlite and Zw were strongly influenced by Cr. In the region of longer cooling time (cooling time from A_3 to 500°C ; above 60 sec), the growth of massive ferrite and ferrite sawteeth were controlled by the addition of Cr. Rodlike ferrite did not precipitate in austenite grain at 0.09% C-3.86% Cr steel which was most amount of Cr in this study. According to the addition of Cr, degenerate pearlite and fine colony pearlite precipitated more easily than lamellar pearlite. In the region of middle and shorter cooling time (cooling time; under 60 sec), ferrite sideplate and rodlike ferrite or needlelike ferrite were more liable to develop with Cr than massive ferrite and ferrite sawteeth, and fine colony pearlite formed more easily than other pearlite. Zw accompanied with fine carbide precipitated easily in these region of cooling time by the addition of Cr.

Cr element raised the hardenability curves in synthetic weld heat-affected zone of steels. It seems that the hardness is influenced considerably by the morphological change of microstructure. The effect of Cr on the hardness of martensite was a little.

1. 緒 言

Cr は Si, Mo などとともにフェライト安定化元素である。しかし Cr 量の少ない場合 (約7%以下) には Mn, Ni などと同様に A_3 温度を低下させオーステナイト安定化元素として作用する¹⁾。また Cr は Si, Mn, Ni などと異なり強い炭化物生成元素である。鋼中の Cr は焼入性を向上させ機械的性質の改善に役立つが、とくに高温の機械的性質を向上させるのでボイラなどの耐熱低合金鋼に添加されている。

通常、高張力鋼中には強度レベルあるいは用途などにより Cr 量が異なり、多いものでは約1.5% Cr が添加

されている。耐熱低合金鋼には使用温度により Cr 量が変わり、とくに 2.4Cr-1Mo 鋼はよく知られている鋼材である。

本報告は Cr を 0~4% まで種々変化させた単純系試作鋼を溶製し、これらの溶接用 SH-CCT 図を作成し、再現溶接熱影響部の変態挙動およびかたさにおよぼす Cr の影響を調べたものである。

2. 試作鋼および実験方法

試作鋼は前報²⁾³⁾⁴⁾までと同じ方法で溶製し、Cr は金属 Cr を用いて添加した。溶解量は 3.5kg であり、均質化処理後 ($1200^\circ\text{C} \times 8 \text{ hr}$) 10 mm ϕ に熱間圧延した。熱処理はいずれの試作鋼も焼ならしを行った。

試作鋼の化学成分および焼ならし状態における機械的性質を Table 1 に示す。SH-CCT 図作成時における試

*原稿受付 昭和49年9月30日 (46年度秋季全国大会に発表)

**正 員 金属材料技術研究所 Member National Research
Institute for Metals

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of steels.

Steel	Chemical composition (%)				Mechanical properties* (normalized)		
	C	Si	Mn	Cr	Y. S. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	Elong. (%)
Cr-0	0.11	0.21	0.46	—	25.3	38.5	55.4
Cr-0.5	0.11	0.22	0.35	0.47	25.2	38.0	49.8
Cr-1.0	0.10	0.23	0.35	1.00	25.4	39.5	51.8
Cr-2.0	0.10	0.23	0.35	1.97	25.8	44.0	47.1
Cr-4.0	0.09	0.22	0.37	3.86	54.4	71.2	29.0

* Specimen size (corresponding to JIS No. 4); GL=3.5×D=3.5×6.0=21.0 (mm)

片の加熱冷却には従来通り高周波加熱式溶接熱サイクル再現装置を用いた。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接用 SH-CCT 図

Cr 系試作鋼の溶接用 SH-CCT 図をまとめて Fig. 1 に示す。各試作鋼は SH-CCT 図の中間段階組織 (以後 Zw とする) 変態域がきわめて短時間側から存在したため、Cr-4.0 鋼を除きいずれも 100% マルテンサイト組織が得られず、各試作鋼の Ms 温度は次式から求めた⁵⁾。

Fig. 1 Effect of Cr on SH-CCT diagram for welding. (max. heat. temp. 1350°C)

$$Ms(^{\circ}C) = 538 - 317 \times (\%C) - 33 \times (\%Mn) - 28 \times (\%Cr) - 17 \times (\%Ni) - 11 \times (\%Si + \%Mo + \%W)$$

フェライト変態域は Cr 量が増加すると長時間側へ移動したが、とくに 1% 以上になるとフェライト変態域はいちじるしく長時間側へ移動した。パーライト変態域もフェライト変態域と同様長時間側へ移動した。Zw 変態域は Cr 量の増加により速い冷却時間から遅い冷却時間にわたって存在するようになった。

Fig. 2 に SH-CCT 特性値におよぼす Cr の影響を示す。C_z' は約 4% Cr でのみ得られ、きわめて小さな値 (0.82 sec) を示した。C_f' は約 1% Cr 以上になると著しく大きくなり、C_p' は Cr 量の増加とともに大きくなった。C_e' は Cr により極めて大きくなり、約 2% Cr 以上では求められなかった。

3.2 拡散変態

Fig. 2 Effect of Cr on critical cooling time.

前報²⁾³⁾⁴⁾までと同様、冷却時間 (以後冷却時間とは、すべて A₃~500°C の冷却時間をさす) 範囲を 3 つに別け、それぞれの冷却時間範囲における Cr の影響をまとめた。

(1) フェライト

“長い冷却時間範囲” (冷却時間が約 60 sec 以上) の場合、Photo. 1 に示すようにフェライトの析出成長形態は Cr により影響を受けた。Cr 量の少ないときには塊状、鋸の歯状、太い針先状および太い棒状フェライトが析出成長した。Cr 量の増加により塊状、鋸の歯状および太い針先状フェライトは成長しにくく、これら形態をもつフェライトは旧オーステナイト粒界付近に偏在した。巾の狭い針先状フェライトは上記フェライトからオーステナイト粒内へ成長し、粒内において単独に析出する巾の狭い棒状フェライトも成長しやすくなった。約 4% Cr になると塊状、鋸の歯状および太い針先状フェライトが成長したが、その量は少なかった。この場合オーステナイト粒内からは棒状フェライトの析出はなかった。

Photo. 1 Effect of Cr on ferrite formation in the region of longer cooling time (etched by NP method*, $\times 100$).

(a) Steel Cr-0, cooling time from A_3 to 500°C ; 175 sec.

(b) Steel Cr-1.0, cooling time; 180 sec.

(c) Steel Cr-2.0, cooling time; 200 sec.

(d) Steel Cr-4.0, cooling time; 160 sec.

* Nitric acid (1 cc) + Picric acid (5 g) + Methyl alcohol (100 cc)

Fig. 3 Dilatation curves of Steel Cr-0 (cooling time; 175 sec) and Steel Cr-2.0 (cooling time; 200 sec).

フェライトの析出成長形態におよぼす Cr の影響は熱膨張曲線に明確に現われていた。Fig. 3 には Photo. 1 (a) および (c) と同じ冷却時間で得られた Cr-0 鋼および Cr-2.0 鋼との熱膨張曲線を示す。Cr を約 2% 含む Cr-2.0 鋼はクニーク a のフェライト変態開始後、温度の

降下とともに変態が進行し、 a' 付近の温度になるとフェライト変態が次第に緩慢となり、 b 以下の温度ではフェライト変態がもっとも盛んに進行している。一方 Cr をまったく含まぬ Cr-0 鋼では a の変態開始後温度の降下とともに変態が次第に盛んとなり、変態がもっとも盛んとなる b 以下の温度に致るまでフェライトの変態速度は大きくなった。これら熱膨張曲線からフェライトの析出成長過程は次のようであると考えられる⁶⁾。Cr-2.0 鋼の場合、フェライト変態の第 1 段階の温度範囲はオーステナイト粒界に析出したフェライトが塊状、鋸の歯状および太い針先状へ成長し、第 2 段階の温度範囲になるとこれらフェライトの成長は次第に遅くなる。温度が下がり変態の第 3 段階の温度範囲になると巾の狭い針先状および棒状フェライトの析出成長が盛んとなる。したがって変態の第 1 段階の温度範囲は熱膨張曲線の aa' に相当し、第 2 段階の温度範囲は $a'b$ 、第 3 段階の温度

範囲は b 以下に相当する。Cr は第2段階の温度域を拡げる作用をし、第3段階の温度範囲を低温側に移動するために、ここで析出成長する針状および棒状フェライトの巾を狭くした。一方 Cr-0 鋼ではフェライト変態の第1段階と第3段階との温度範囲が接近しており、第2段階の温度範囲は第3段階の温度範囲に含まれており、

熱膨張曲線には Cr-2.0 鋼のような2段の膨張を示さなかった。

このようなフェライトの析出成長過程におよぼす Cr の影響は、Cr が強い炭化物生成元素であることによるものと思われる⁷⁾、同様な現象は Mo 系試作鋼⁸⁾および添加量がわずかでも複数の炭化物生成元素を含む鋼⁹⁾にお

(a)

(b)

(c)

Photo. 2 Effect of Cr on ferrite formation in the region of middle cooling time (etched by NP method, $\times 400$).

- (a) Steel Cr-0, cooling time; 25 sec.
- (b) Steel Cr-0.5, cooling time; 20 sec.
- (c) Steel Cr-2.0, cooling time; 22 sec.

(a)

(b)

(c)

Photo. 3 Effect of Cr on ferrite formation in the region of shorter cooling time (etched by NP method, $\times 400$).

- (a) Steel Cr-0, cooling time; 4.2 sec.
- (b) Steel Cr-0.5, cooling time; 5 sec.
- (c) Steel Cr-2.0, cooling time; 4.8 sec.

いて観察された。

“中間の冷却時間範囲”(冷却時間が約 6~60 sec) の場合, Photo. 2 に示すように鉾先状および棒状フェライトは塊状および鋸の歯状フェライトよりも析出成長しやすくなり, 鉾先状および棒状フェライトの巾は Cr 量の増加にともない狭くなった。これはフェライトの析出成長温度が低下したことによるものと思われる。約 4% Cr になると, フェライトはこの冷却時間範囲で析出しなかった。また Cr-0.5 鋼ではパーライト変態が Cr におさえられ, 鉾先状および棒状フェライトは長く成長し, フェライトの析出量が増加した。しかし Cr-2.0 鋼ではこの冷却時間範囲の短い冷却時間の場合フェライト析出温度が低下しフェライトの析出量は逆に減少した。

“短い冷却時間範囲”(A₃~500°C の冷却時間が約 6 sec 以下) の場合, Photo. 3 に示すようにフェライトはすべて鉾先状および針状へ成長した。この冷却時間範囲になるとパーライト変態におよぼす Cr の影響が大きく, フェライト析出量は約 0.5% Cr~1% Cr で増加した。

以上のように Cr は塊状, 鋸の歯状および太い鉾先状フェライトの成長をおさえ巾の狭い鉾先状, 棒状および針状フェライトを析出成長させやすくした。また約 4% Cr になると, フェライトはオーステナイト粒内から析出しなかった。

(2) パーライト

“遅い冷却時間範囲” の場合, Cr 量が少ないときには Photo. 4 に示すように層状パーライトがフェライト間に析出成長した。Cr 量の増加により塊状および鋸の歯状フェライトの周囲に擬似パーライトが析出成長し, 鉾先状および棒状フェライト間には微小なコロニーのパーライトが析出した。擬似パーライトは Cr 量が多くなるとセメントライトが細かくなった。約 4% Cr ではオーステナイト中にフェライトの析出がなく, フェライト析出量も少ないために微小コロニーパーライトは析出しなかった。

“中間の冷却時間範囲” の場合, 層状パーライトは Cr 量が少なかった冷却時間の長いときにのみ析出成長したが, パーライトコロニーは“長い冷却時間範囲”の場合よりも小さかった。Cr 量の少ないときには Photo. 2 および Photo. 5 に示したように擬似パーライトが析出成長した。Cr-0 鋼では冷却時間が短くなるにつれて擬似パーライトが析出成長しやすく, Fig. 4 に示すようにパーライト析出量が増加した。Cr はパーライト変態をおさえるようであり, Cr 量の増加によりパーライト析出量は急激に減少した。これらパーライトのほか、微小コロニーパーライトが鉾先状および針状フェライト

間に析出した。微小コロニーパーライトは Cr 量が増すと冷却時間が長くとも析出した。

“短い冷却時間範囲” の場合, 約 1% Cr 未満でパーライトが析出成長した。Fig. 4 に示したように約 0.5% の Cr によってパーライト析出量が減少し, 析出成長す

(a)

(b)

(c)

Photo. 4 Morphological change of pearlite from lamellar pearlite to degenerate pearlite and fine colony pearlite in the region of longer cooling time (etched by NP method, $\times 5000$).

(a) Steel Cr-0, cooling time; 500 sec.

(b) and (c) Steel Cr-2.0, cooling time; 500 sec.

(a)

(b)

(c)

Photo. 5 Degenerate pearlite and fine colony pearlite to precipitate in the region of middle cooling time of Steel Cr-0.5 (cooling time; 8 sec).

(a) etched by NP method, $\times 400$.

(b) and (c) etched by NP+EPN* method, $\times 5000$.

* Electrolytic etching in Picric acid (2g) + Sodium hydroxide (25g) + Water (75 cc)

るパーライトの形態は擬似パーライトおよび微小コロニーパーライトであった。

このように Cr 量の増加により “長い冷却時間範囲”

Fig. 4 Percentage of pearlite in synthetic weld heat-affected zone of steels.

の場合、層状パーライトが析出成長しにくく、擬似パーライトが析出成長しやすかった。“中間の冷却時間範囲”および“短い冷却時間範囲”の場合には擬似パーライトが析出成長しにくく、パーライト析出量が減少し、微小コロニーパーライトは析出しやすくなった。

(3) 中間段階組織 (Zw)

“長い冷却時間範囲”の場合、約 1% Cr 以上で Zw が析出した。Photo. 6 に示すように、Cr-2.0 鋼の場合には Zw が針先状および棒状フェライト間へ析出した。Cr-4.0 鋼では微細な炭化物を伴った Zw が析出成長し、Cr-2.0 鋼の場合と異なる析出成長形態を示した。また Cr-4.0 鋼では Photo. 6 (c) に示すように極めて多量の Zw が析出した。

“中間の冷却時間範囲”の場合、約 0.5% Cr 以上で Zw が析出した。Photo. 7 に示すように Cr 量が少なく、かつ短い冷却時間では針先状および棒状フェライト間に比較的大きな炭化物を伴った Zw および細長い炭化物を伴った Zw が析出した。Cr-2.0 鋼では冷却時間が短くなるにつれ微細な炭化物を伴う Zw が析出し、Cr-4.0 鋼ではいずれの冷却時間でも微細な炭化物を伴った Zw が多量に析出した。

“短い冷却時間範囲”の場合、Photo. 8 に示すように約 1% Cr 以下では細い針先状および針状フェライト間に細長い炭化物を析出した Zw および微細な炭化物を伴った Zw が析出成長した。約 2% Cr 以上になると微細な炭化物を伴った Zw のみ析出成長した。

以上のように Cr は Zw の析出する冷却時間範囲を広げた。約 2% Cr 以下では冷却時間が短くなるにつれて Zw は析出成長形態を変化したが、約 4% Cr では微細な炭化物を伴った Zw がいずれの冷却時間においても析出成長した。

3.3 析出炭化物

Cr は強い炭化物生成元素であり、再現溶接熱影響部に Cr 炭化物の析出することが考えられる。そこで電子線回折により Cr-4.0 鋼の薄膜を作成し、析出炭化物を同定した。この試片の冷却時間は 360 sec であり、本実

(a)

(c)

(b)

(d)

Photo. 6 Morphological change of Zw in the region of longer cooling time.

- (a) Steel Cr-2.0, cooling time; 200 sec, etched by NP method, $\times 400$.
 (b) Steel Cr-2.0, cooling time; 200 sec, etched by NP+EPN method, $\times 5000$.
 (c) Steel Cr-4.0, cooling time; 520 sec, etched by NP method, $\times 400$.
 (d) Steel Cr-4.0, cooling time; 520 sec, etched by NP+EPN method, $\times 5000$.

験で行った冷却時間のうち比較的長いものである。その例を Photo. 9 に示す。析出炭化物はいずれも Fe_3C で、Cr 炭化物は見られなかった。

鋼の連続冷却変態による Cr 炭化物の研究は見当たらないが、恒温変態における Cr 炭化物の研究は若干なされているようである⁸⁾。これらによるともっとも析出しやすい Cr 炭化物は Cr_7C_3 であり、Cr 炭化物に先立って析出した Fe_3C 中に Cr が濃化し、次いで $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3$ へ変化するいわゆる in situ 変態である。またオーステナイトあるいはフェライトから直接 Cr_7C_3 が析出する separate nucleation は Cr 量がかなり多い(9%以上)鋼に見られるようである。従って本実験における Cr-4.0 鋼の場合には Cr 炭化物が析出しなかったものと考えられる。このことより 4%以下の Cr を含む低合金高張力鋼のアーク溶接熱影響部には Cr 炭化物が析出しないものと考えられる。

3.4 かたさ

Fig. 5 に各 Cr 系試作鋼の再現溶接熱影響部にお

Fig. 5 Effect of Cr on the hardenability.

る硬化曲線を示す。かたさの急激に低下する冷却時間範囲は Cr 量の増加とともに長時間側へ移し、とくに約 1% Cr 以上ではこの傾向が強く、約 4% Cr では長い冷却時間でもかたさがあまり低下しなかった。Cr-4.0 鋼では“長い冷却時間範囲”で多量の Zw が析出しており、しかもこの Zw は微細な炭化物を伴ったものであるためにかたさの低下が少なかったものと思われる。これに対して低 Cr 量では冷却時間が長くなると塊状、鋸の歯状、太い針先状および棒状フェライトが多量に成長してかたさが低下した。

(a)

(b)

(c)

Photo. 7 Various morphologies of Zw in the region of middle cooling time (etched by NP+EPN method, $\times 5000$).

(a) and (b) Steel Cr-0.5, cooling time; 8sec.

(c) Steel Cr-2.0, cooling time; 22 sec.

(a)

(b)

(c)

Photo. 8 Morphologies of Zw in the region of shorter cooling time (etched by NP+EPN method, $\times 5000$).

(a) and (d) Steel Cr-0.5, cooling time; 4 sec.

(c) Steel Cr-4.0, cooling time; 5 sec.

Table 2 に Cr 系試作鋼および C 以外の元素をほとんど含まぬ 0.12% C 鋼のマルテンサイトかたさを示す。Cr 系試作鋼のマルテンサイトかたさは、いずれも Hv ; 約 380~390 であり、マルテンサイトかたさにおよぼす Cr の影響はあまり見られなかった。

Table 2 Hardness of martensite of steels.

Steel	Hv (Load 10kg)
Cr-1.0	378
Cr-4.0	381
0.12%C*	380

* This value obtained from ref. 9.

(a)

(b)

(c)

Photo. 9 Transmission electron micrograph of Steel Cr-4.0 (cooling time; 360 sec).

(a) bright field image, $\times 10000$.

(b) diffraction pattern.

(c) dark field image using the spot of arrowhead in (b).

4. 結 論

Cr を 0~4% まで変化させた 5 種類の単純系試作鋼を溶接し、最高加熱温度 1350°C の溶接用 SH-CCT 図を作成した。これをもとに再現溶接熱影響部の変態挙動およびかたさにおよぼす Cr の影響を調べた。その結果を要約すると、つぎのとおりであった。

1) Cr は溶接用 SH-CCT 図のフェライトおよびパーライト変態域を長時間側へ移動する。また Cr は Zw 変態域を長時間側でも存在させる。

2) Cr は SH-CCT 特性値の C_f' , C_p' および C_s' を大きくする。 C_f' は約 1% Cr 以上また C_s' は約 0.5% Cr 以上できわめて大きくなる。Cr は C_s' に大きく影響せず、約 4% Cr で 0.82 sec である。

3) $A_3 \sim 500^\circ\text{C}$ の冷却時間が約 60 sec 以上の“長い冷却時間範囲”の場合、Cr は塊状、鋸の歯状および太い針先状フェライトの成長をおさえ、中の狭い針先状および棒状フェライトを析出成長しやすくする。約 4% Cr になると、オーステナイト粒内から棒状フェライトは析出せず、微細な炭化物を伴った Zw が多量に析出する。また Cr は擬似パーライトおよび微小コロニーパーライトを析出成長しやすくする。冷却時間が約 6~60 sec の“中間の冷却時間範囲”および約 6 sec 以下の“短い冷却時間範囲”の場合、Cr は針先状、棒状および針フェライトを析出成長しやすくする。また Cr は微小コロニーパーライトおよび微細な炭化物を伴った Zw を析出成長しやすくする。

4) Cr-4.0 鋼に冷却時間 360 sec の熱サイクルを与え、析出炭化物を電子線回折した。析出炭化物はいずれも Fe_3C であり、Cr 炭化物は見られなかった。従って 4% Cr 以下の低合金高張力鋼のアーク溶接熱影響部には溶接熱サイクルにより Cr 炭化物は析出ししないものと思われる。

5) 約 1% 以上の Cr は再現溶接熱影響部のかたさが急激に低下する冷却時間範囲を大きく長時間側へ移動する。これには変態挙動が大きく影響する。ただし Cr はマルテンサイトかたさにあまり影響しない。

終りにあたり、実験に協力された当時芝浦工業大学学生高橋健次君に感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) M. Hansen, "Constitution of binary alloys", McGRAW-Hill Book Co. (1958) 525.
- 2) 春日井, 稲垣: "鋼材再現溶接熱影響部の変態挙動におよぼす成分元素の影響(第1報)一溶接用 SH-CCT 図におよぼす Mn の影響一", 本誌, 第43巻(1974), 第10号
- 3) 春日井, 稲垣: "鋼材再現溶接熱影響部の変態挙動におよぼす成分元素の影響(第2報)一溶接用 SH-CCT 図におよぼす Si の影響一", 本誌, 第44巻(1975), 第2号
- 4) 春日井, 稲垣: "鋼材再現溶接熱影響部の変態挙動におよぼす成分元素の影響(第3報)一溶接用 SH-CCT 図におよぼす Cr の影響一", 本誌, 第44巻(1975), 第3号
- 5) 岡本, "鉄鋼材料", コロナ社(1960), 112
- 6) 稲垣, 春日井: "溶接用 SH-CCT 図におけるフェライト変態域について", 本誌, 第39巻(1970)第8号, 747~754
- 7) K.R. Kinsman, H.I. Aaronson: "Transformation and Hardenability in Steel" Climax Molybdenum Co. (1967) 39~55.
- 8) 谷野渡, "鉄鋼における炭化物の析出", 金属学会報, 第6巻(1967)第1号, 23~37
- 9) 稲垣, 春日井: "単科系試作鋼の溶接用 SH-CCT 図におよぼす Cr の影響", 金材技研報告, 第14巻(1971), 第3号, 154~167