炭素鋼溶接熱影響部の再熱過程での応力緩和挙動*

中村 満**, 菊地 靖志***, 田頭 孝介****, 堀江 皓**

Stress Relaxation Behavior During the Reheat Treatment Process in the Heat-Affected Zone of Plain Carbon Steels*

by Mitsuru Nakamura**, Yasushi Kikuchi***, Kousuke Tagashira**** and Hiroshi Horie**

Influence of the microstructure in the Heat-Affected Zone of plain carbon steels (S50C, S25C, S15C and SUYB steel) on stress relaxation behavior during the reheat treatment process were studied. The HAZ structure of plain carbon steels were made by the synthetic heat treatment. Two kinds of microstructures of the synthetic HAZ were prepared by Air Cooling (A.C) or Water Quenching (W.Q) treatment. Stress Relaxation tests were carried out by means of three point bending method and constant-strain rate test on heating. The deformability of the synthetic HAZ structures at high temperature during the reheat treatment process were examined by constant-load test on heating. The relation between the precipitated behavior of carbides and the change of carbon concentration in the matrix of the synthetic HAZ were investigated during the reheat treatment process. The effect of this relationship on the stress relaxation behavior was discussed in terms of free from alloying elements of plain carbon steels.

The results are summarized as follows.

- (1) Stress relaxation behavior during the reheat treatment process of 4 types of plain carbon steels were completely released. Influence of the microstructure in the synthetic HAZ on the stress relaxation behavior appeared in a manner of the delay of relaxation behavior of Ferritic-Pearlitic structures (A.C specimens) during the reheat treatment process.
- (2) The deformability of HAZ structure of carbon steels during the reheat treatment process were clearly low with A.C specimens of S50C steel as compared to another 3 types of plain carbon steels. These fractographs mode was a minor ductile fracture containing intergranular fracture surface.
- (3) The difference of stress relaxation behavior could be explained by the change of carbon concentration and carbide precipitated site in the matrix of both synthetic HAZ.

Key Words: Stress relaxation behavior, Microstructure of HAZ, Plain carbon steels, Carbon concentration in the matrix, carbide precipitated site, free of alloying elements

1. 緒 言

溶接熱影響部 (HAZ) におけるミクロ組織の再熱割れ感受性および応力緩和挙動に及ぼす影響については、高張力鋼および Cr-Mo 鋼を用いて検討した。その結果、HAZ 組織がラスマルテンサイト組織の場合ベイナイト (含フェライト) 組織に比べて明らかに応力緩和しやすく、割れ感受性も低いことが判明した¹⁻⁴⁾。この原因として、再熱処理過程 (特に高温域) における各ミクロ組織中の合金添加元素のマトリックス中への固溶または炭化物として析出する現象 (固溶析出現象) が HAZ 組織の相違により異なることによって引き起こされていることを詳細に報告した。このマトリックス中の合金元素のうち高張力鋼の場合、特に Mo と V 濃度の影響が大きく³⁾、一方、Cr-Mo 鋼では Cr 濃度の変化により応力緩和挙動および割れ感受性に対する影響が現われやすかった⁴⁾。すなわち、応力緩和挙動を検討することにより HAZ 組織の相違による再熱割れ感受性を評価できると報告し

た。

一方、これらの報告は割れ感受性の高い合金鋼のデータであり、応力緩和挙動に差をもたらす HAZ 組織の影響はマトリックス中の合金濃度変化が主として強く現われる傾向があった。HAZ 組織の影響を検討する場合、合金添加元素を含まないミクロ組織 (マルテンサイト組織、ベイナイト組織およびフェライト+パーライト組織等) の応力緩和挙動に及ぼす影響については同一な結晶構造をもつ鋼の挙動を把握するうえで非常に重要と考えられる。本研究は純粹にミクロ組織のみの影響を検討しようとおこなったもので、合金添加元素のない炭素鋼を用い、高張力鋼や Cr-Mo 鋼と同様の手法を用いて HAZ 組織を作成し、再熱過程での応力緩和挙動を検討することにより前報までのメカニズムとどのように対応するのか、また応力緩和の遅延が起こる場合の元素の役割等について検討した。

2. 実験方法

本実験で用いた 4 種類の炭素鋼の化学組成を Table 1 に示す。S50C, S25C, S15C (機械構造用炭素鋼: JIS G4051) および SUYB (電磁軟鉄棒: JIS C2503) の 4 種類を用いた。ここで SUYB 鋼は HAZ 組織観察から便宜上、純鉄と記す。なお、4 種類の炭素鋼を用いた理由は S50C の場合、前報までの合金鋼 (高張力鋼および Cr-Mo 鋼) の炭素当量 (Ceq) と同程度の値であり、S25C およ

*原稿受付 平成 5 年 2 月 3 日 平成元年度春季全国大会で発表

**正 員 岩手大学工学部 Member, Fac. of Engineering, Iwate University

***正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka Univ.

**** 室蘭工業大学 Muroran Institute of Technology

Table 1 Chemical compositions of plain carbon steels used.

Materials	chemical compositions (mass%)				
	C	Si	Mn	P	S
S50C	0.51	0.26	0.65	0.016	0.018
S25C	0.22	0.18	0.38	0.016	0.014
S15C	0.14	0.18	0.39	0.022	0.012
SUYB	0.004	0.02	0.14	0.010	0.009

び S15C は同様に同程度の C 含有量であることから、比較として用いた。純鉄はマトリックスとしてのフェライト組織を把握するためにそれぞれ用いた。再現溶接熱サイクルと再熱処理は前報¹⁾と同様で、約 $10 \times 10 \times 100$ mm に加工した試験片を 1623 K に保持した塩浴中および再現溶接熱サイクル装置で急速に加熱し 20 s 保持後、空冷 (A.C.)、水冷 (W.Q.) の処理をおこなった。なお、S50C については水冷による焼き割れを防止する目的で He ガスによるガス冷 (G.Q.) の処理もおこなった。再熱処理は 55.6 K/ks の昇温速度で 1000 K 付近まで加熱し、応力緩和挙動、変形能および破断温度を調べた。なお析出炭化物量を検討するため昇温中の種々の温度で 0.3 ks 保持後水冷した試料も作成した。

再熱過程での応力緩和挙動は三点曲げ応力緩和試験¹⁾および昇温定歪速度試験⁴⁾で実験した。昇温定荷重試験²⁾は材料の変形能および高温強度を調べる目的でおこなった。いずれの試験も前報までの手法を用いて実験した。次に炭化物抽出実験は応力緩和試験での試験片を用い 773~973 K の間に析出する炭化物の量、形態を調べる目的で、SPEED 法によりおこなった³⁾。

3. 実験結果および考察

Table 2 は再現溶接熱サイクルで得られた 4 種類の炭素鋼の 1073~773 K までの冷却時間、硬度値 (HV) および結晶粒径を示す。冷却時間は A.C 材では 88~123 s の範囲であった。パーライト変態による発熱により C 量が多い鋼ほど冷却時間が長くなった。W.Q 材はいずれも 1 s 以内であった。また、S50C のみおこなった G.Q 材は 5 s の冷却時間であった。3 種類の炭素鋼のオーステナイト結晶粒径はいずれも 100~140 μm と粗大化していた。しかし、純鉄 (SUYB) のフェライト粒径は 50~80 μm と炭素鋼の約半分の粒径であった。硬度値は A.C 材で 76~244, W.Q 材および G.Q 材で 84~803 と大幅に変化した。Fig. 1 は再現溶接熱サイクル処理時でのマイクロ組織を示す。光顕観察と一部 SEM 観察の結果、A.C 材の組織は S50C がフェライト+パーライト組織、S25C と S15C はウィッドマンステッテン状のフェライト+パーライト組織、純鉄は混粒のフェライト+相組織であった。何れの組織でも粒径がかなり粗大化していることがわかる。次に W.Q および G.Q 材の組織は S50C がレンズマルテンサイト組織、S25C と S15C はラスマルテンサイト組織が主体であり、純鉄は A.C 材と同様にフェライト組織であった。このように各形態のマイクロ組織が得られたが、高張力鋼や Cr-Mo 鋼のように割れ感受性の高いベイナイト主体の組織は炭素鋼の場合、ベイナイト変態の冷却速度の範囲がいずれも狭く⁵⁾、今回の再現溶接熱サイクル条件では S25C と S15C の W.Q 材に一部観察されたのみであった。

Fig. 2 は本実験で用いた S50C と S15C の三点曲げ応

Table 2 Relation between cooling time from 1073 K to 773 K, Vickers hardness and grain size with 4 types of carbon steels.

		Cooling time from 1073K to 773K (s)	Hardness (R.T) HV _{0.05} (49.03N)	Grain size (μm)
S50C	A.C	123	233~244	100~125
	G.Q	5	760~803	105~130
	W.Q	<1	733~781	115~140
S25C	A.C	102	146~150	105~135
	W.Q	<1	421~436	110~140
S15C	A.C	93	122~124	110~140
	W.Q	<1	355~371	115~145
SUYB	A.C	88	76~77	50~70
	W.Q	<1	84~87	50~80

A.C: Air cooling
W.Q: Water quenching
G.Q: Gas quenching (He gas: 588 KPa)

Fig. 1 Microstructures of carbon steel specimens treated by 2 types of cooling rates (Air cooled specimens and Water (Gas) quenched specimens).

力緩和試験結果である。a) の S50C の A.C 材と W.Q 材の比較では W.Q 材がレンズマルテンサイト組織の分解に伴う炭化物析出により約 400 K より変形が始まるのに対して A.C 材は約 750 K より急激に変形する傾向があり、前報¹⁻⁴⁾と同様に応力緩和挙動には HAZ 組織の影響が明瞭にあらわれた。しかし、両処理材とも割れの発生は認められなかった。これは S50C には変形抵抗を示す合金添加元素がないため高温域ではいずれも十分に応力緩和したためと考えられた。b) は S15C の同様の比較であるが、初期応力が 245 MPa と S50C の応力に比べて低

いが、A.C 材と W.Q 材の応力緩和傾向は a) とほぼ同一であった。すなわち、再熱過程での応力緩和挙動には HAZ 組織の相違の影響が認められ、A.C 材が W.Q 材よ

Fig. 2 Displacement of 2 types of carbon steels on the reheat treatment obtained by three point bending test. a) S50C steel, b) S15C steel.

Fig. 3 Relation between the restraint stress and the reheat treatment temperature obtained by Constant-strain rate test on heating. a) S50C steel, b) S25C steel.

り遅れて（より高温で）応力緩和する傾向があるが、高温域では応力緩和率（単位温度での緩和量）はほぼ同一でいずれも十分応力緩和する材料であった。

Fig. 3 は S50C と S25C の昇温定歪速度試験結果である。S50C の初期拘束応力 394 MPa では再熱過程高温域（700～973 K）の残留応力値で比較すると G.Q 材の方が A.C 材より約 100 K 以上低い温度で同一応力値になっており G.Q 材のほうが早く応力緩和しやすい。また、完全に応力緩和する温度も 50～100 K の差があった。初期拘束応力 201 MPa の場合も 800 K 付近からは両処理材の緩和傾向は明らかに異なってくる。一方、S25C のデータでは S50C ほどの差はないが、両処理材の緩和傾向は特に 700～900 K で明瞭で A.C 材の軟化抵抗が G.Q 材に比べてこの温度領域で大きい。しかし、1000 K 付近では両処理材ともほぼ完全に応力緩和した。Fig. 4 は同様に S15C と純鉄（SUYB）の昇温定歪速度試験結果である。S15C は S25C とほぼ同様な傾向を示す。これらの結果より、S50C のレンズマルテンサイト組織と S25C および S15C のラスマルテンサイト組織の応力緩和挙動は Fig. 2 の三点曲げ試験結果と併せて比較すると、いずれのマルテンサイト組織も 1000 K までには完全に応力緩和し、形態の相違による差はなかった。純鉄では、これら 3 種類の炭素鋼とは異なり多少ではあるが 700 K 以上の温度領域で A.C 材のほうが W.Q 材に比較して緩和しやすい傾向が認められた。これは、両処理材の HAZ 組織がマクロ的にはフェライト単相で同一であったが、冷却速度の相違による転位密度等の差によるものと考えられた³⁾。このように、純鉄（SUYB）を除いた炭素鋼の応力緩和と挙動では再熱過程 500～900 K の範囲で HAZ 組織の影響が緩和挙動の遅延として両処理材に見られたが、共に 1000 K 以上では完全に応力緩和するため再熱割れの発生はなかった。

Fig. 4 Relation between the restraint stress and the reheat treatment temperature obtained by Constant-strain rate test on heating. a) S15C steel, b) SUYB steel.

Fig. 5 は HAZ 組織の高温強度および変位量を調べる目的でおこなった昇温定荷重試験結果である。負荷応力に対する破断温度の関係が整理している。a) は S50C と S25C の関係を示している。また参考値として Cr-Mo 鋼のデータ⁴⁾も併記した。S50C は、G.Q 材(レンズマルテンサイト組織)に比べて同一負荷応力では 40~50 K 低い温度で破断する傾向があった。Fig. 3 で示した応力緩和挙動では G.Q 材の方が早く緩和する傾向が認められたが、高温強度は G.Q 材の方が A.C 材に比べて低いことが判明した。S25C では W.Q 材(ラスマルテンサイト組織)の方が A.C 材(ウィッドマンステッテン組織)に比べて同一負荷応力で 10~40 K 高い温度で破断する傾向があった。これは、S50C とは逆の傾向であり、G.Q 又は W.Q 材の組織の相違(レンズまたはラスマルテンサイト組織)によるものと考えられた⁷⁾。一方、b) の S15C および SUYB でも a) で示した S25C と同様に同一負荷応力では W.Q 材

Fig. 5 Relation between the applied stress and the fractured temperature obtained by Constant-load test on heating.

- a) S50C and S25C steels,
b) S15C and SUYB steels.

Fig. 6 Relation between the reduction of area and displacement of 4 types of carbon steels obtained by Constant-load test on heating.

のほうが A.C 材より若干高温強度が高く、S25C 以下の C 量の炭素鋼では前報¹⁻⁴⁾と同様に W.Q 材(ラスマルテンサイト組織)は A.C 材に比べて再熱過程の応力緩和率(単位温度での緩和量)がよく、かつ高温強度も高い傾向がある。これは合金添加元素を含まない場合でも HAZ 組織の相違の影響は同一のメカニズムと考えられる。

Fig. 6 は同様に昇温定荷重試験における破断までの変位量と絞りとの関係を全鋼種について整理したものである。S50C の A.C 材以外は全鋼種の両処理材とも変位量で 4 mm 以上かつ絞り 60% 以上の曲線上に存在し良好な延性材料であることが判明した。唯一延性の低下傾向が認められた S50C の A.C 材でも比較として記載した Cr-Mo 鋼と比べるとかなり変形能がよく、21/4Cr-1 Mo 鋼の変形能に近いまたはそれ以上の値を示した。

Fig. 7 は昇温定速度試験で明瞭な延性の低下が認められた S50C の負荷応力 292 MPa での A.C 材および G.Q 材の破面の外観写真を示す。G.Q 材は変位量 4.6 mm、絞り 81% と良好な延性を示すのに対して A.C 材は変位量 2.1 mm、絞り 28% とかなり低い値となった。Fig. 8 にその際の破壊形態を示す。G.Q 材の破面は全面に微細なディンプルが存在し高延性を示すのに対して A.C 材は部分的に粒界破壊もみられ、破面全体に占める延性領域の割合が少なかった。

これら炭素鋼の再熱過程での応力緩和挙動に及ぼす HAZ 組織の影響について高温強度、変位量、絞りおよび破断温度から検討を加えた結果、S50C の A.C 材(フェライト+パーライト組織)は再熱過程で他の炭素鋼に比べて明らかに延性の低下傾向が認められたが、その他の 3 鋼種および S50C の G.Q 材は再熱過程でフェライトマ

Constant-load test on heating 292MPa

Fig. 7 Scanning electron micrographs of fracture surface of S50C steels.

Fig. 8 Fractographs of 2 types of fracture modes of S50C steels.
a), c) Air cooled specimens,
b), d) Gas quenched specimens.

Fig. 9 Relation between the total precipitated carbides by SPEED method and the re-heat treatment temperature.

トリックスとなり高延性材料であることが判明した。このことは合金添加元素を含まない炭素鋼の場合、再熱過程で HAZ 組織の相違があっても変位量および絞りは非常に良好で、ほとんど差がない。また、一部を除き、粒内界に炭化物析出が起こり、変形能を阻害するような傾向は認められなかった。

以上の試験結果より S50C の A.C 材の延性の低下傾向は再熱過程での炭化物析出挙動と密接な関係があると推察し再熱過程での炭化物量について調べた。Fig. 9 は 773~973 K の再熱処理温度と析出炭化物量を示す。ここで、析出炭化物は若干の Mn (1~3%) を含有するセメントナイト (Fe_3C) のみであり、A.C 材は再現溶接熱サイクル時で既に約 2 wt% のセメントナイトがあり再熱処理温度 973 K で最大 4 wt% の析出が認められた。一方、W.Q 材はほとんどが新たに析出したものであり約 900 K まで直線的に上昇し 973 K で最大 5.3 wt% の析出が認められた。これらの炭化物析出挙動は Fig. 2, 3 で示した応力緩和挙動とよく対応した。S25C, S15C も炭化物総量には

Fig. 10 Scanning electron micrographs of carbides on S50C steels at 973 K etched by SPEED method. G.B=grain boundary.

差があるが両処理材の再熱過程の析出傾向は同一で、S50C と同様に考えられる。すなわち、炭化物析出が再熱過程 400 K から初まる W.Q および G.Q 材はその析出量に応じて応力緩和を起こす。これは炭化物析出による析出強化の作用は弱く、むしろマトリックス中の炭素濃度の減少を意味し、この減少により応力緩和をしやすしていると考えられる。これは前報で述べた合金添加元素の役割が炭素鋼の場合マトリックス中の過飽和炭素によって代替されていることと考えられた。一方、再現溶接熱サイクル時で既に炭化物を析出させている A.C 材は再熱過程 700 K 付近まで新たに析出する炭化物がほとんどなく、すなわちマトリックス中の炭素濃度の変化もないことを意味し応力緩和に対しても粒内界、特に粒界に存在する炭化物は粒界すべりを阻害し、その結果軟化抵抗を示す。700 K 以上では両処理材とも炭化物を急激に析出すると共に材料の軟化も進み、応力緩和に差がなくなり、いずれも完全に緩和した。唯一 S50C のフェライト+パーライト組織 (A.C 材) において再熱過程で延性の低下が認められたが、これは C 含有量が高いため析出炭化物量が多く形態及び析出サイト等の影響が結晶粒内界であられたものと考えられた。

そこで、S50C の再熱処理温度 973 K での炭化物の析出形態について SPEED 法によりエッチングして観察した結果を Fig. 10 に示す。A.C 材の炭化物は比較的大きい棒状の形態と微細な球状の形態のセメントナイトとして観察された。粒界には棒状炭化物が多く存在し、粒内では棒状と球状の炭化物が混在して析出していた。棒状の炭化物は再現溶接熱サイクル処理の冷却過程で析出した炭化物であり、球状の炭化物は再熱処理過程で新たに析出

した炭化物であった。この棒状の粒界炭化物が粒界すべりを阻害し高温での変形能を劣化させ、延性の低下を引き起こしているものと考えられた。一方、W.Q 材では、A.C 材のよりは大きい球状のセメンタイトが主として観察された、析出サイトは粒内界に均一に存在するが、棒状の粒界炭化物はほとんどなかった。このような炭化物の形態も前報の高張力鋼および Cr-Mo 鋼の形態とほぼ一致した。

この結果、炭素鋼の場合でも前報のメカニズム（応力緩和挙動に差をもたらす原因として再熱処理過程における各マイクロ組織のマトリックス中での合金添加元素の濃度変化があげられる）と同様に考えられ、合金添加元素に対し二次的な効果と考えられていた過飽和炭素の固溶析出現象（マトリックス中に固溶炭素として存在するかもしれない炭化物として析出する現象）により応力緩和挙動に及ぼす HAZ 組織の影響が説明可能となった。前報までの脆化傾向を示すベイナイト系組織はほとんどないものの再熱過程で新たな炭化物析出が少ない A.C 材は粒内界の変形能が W.Q 材に比べて低くなり、程度の差はあるものの延性の低下傾向を示した。しかし、S25C 以下の鋼ではマトリックスに占めるフェライト面積率が高く両組織による延性の低下は若干認められるものの合金鋼とは比較にならない良好な変形能を示した。

4. 結 言

4 種類の炭化鋼 (S50C, S25C, S15C および SUYB) を用い、HAZ のマイクロ組織の相違による再熱過程での応力緩和挙動への影響について検討した。特に合金添加元素を含まない炭素鋼の再熱過程での炭化物析出挙動およびそれに伴うマトリックス中の炭素濃度変化の観点から調べた。得られた結果は以下の通りである。

(1) 応力緩和試験の結果、4 種類の炭素鋼はいずれも再熱過程で完全に応力緩和を示した。HAZ 組織の相違による応力緩和挙動への影響は再熱過程 500~900 K 間でフェライト+パーライト組織 (A.C 材) がマルテンサイト組織 (W.Q 材又は G.Q 材) に比べて緩和挙動の遅延としてあらわれた。

(2) すなわち、W.Q 又は G.Q 材のものは約 400 K から

徐々に緩和するのに対して A.C 材のものは材質により多少異なる同一残留応力で比較すると 100 K 以上高温まで応力緩和が遅延する傾向を示し、900 K 以上の温度で急激に緩和する傾向を示した。

(3) 昇温定荷重試験による再熱過程での変形能及び高温強度を検討した結果、S50C の A.C 材は他の炭素鋼に比べて明らかに変形能が少なく、破面観察の結果粒界破面も存在する延性領域の少ない破壊形態となっていた。これは過飽和炭素のマトリックス中での固溶析出現象と密接な関係があった。

(4) 応力緩和挙動に影響を及ぼす HAZ のマイクロ組織では、再熱過程の炭化物 (Fe_3C) の析出に伴うマトリックス中の炭素濃度変化によく対応することが判明した。過飽和の炭素濃度が高いマルテンサイト組織は再熱過程低温域から炭化物析出により応力緩和が継続的に行われるのに対し、フェライト+パーライト組織のものは既に多くの炭化物を粒内界に析出しているため高温域までマトリックス中の炭素濃度変化があまりなく軟化抵抗を示す傾向があった。

終わりに本研究の遂行にあたり終始実験に協力された岩手大学工学部学生、菅原元幸君（現：イスズキャステック(株)）に厚く感謝します。

参 考 文 献

- 1) 中村, 圓城, 菊地: 溶接熱影響部における金属組織の再熱割れ感受性に及ぼす影響について, 本会論文集, 3-3 (1985), 560-566.
- 2) M. Nakamura, T. Enjo, Y. Kikuchi: Influence of Microstructure in the Heat-Affected Zone on the Reheat Cracking Susceptibility, Trans. JWS, 18-2 (1987), 141-147.
- 3) 中村, 圓城, 菊地: 再熱過程での応力緩和挙動に及ぼすマトリックス中の合金元素の影響, 本会論文集, 7-4 (1989), 496-501.
- 4) 中村, 圓城, 菊地: Cr-Mo 鋼の再熱割れ感受性に及ぼす溶接熱影響部組織の影響について, 本会論文集, 9-3 (1991), 398-404.
- 5) 日本金属学会編: 金属データブック (改訂 2 版), 丸善 (1984), 398-399.
- 6) 日本金属学会編: 金属便覧 (改訂 5 版), 丸善 (1990).
- 7) 西山善次: マルテンサイト変態 応用編, 丸善 (1974).

反応層内の欠陥発生機構*

—ファインセラミックスと金属の接合強さの支配要因 (第 3 報)—

中尾 嘉邦**, 西本 和俊**, 才田 一幸**

Formation Mechanism of Defects in the Reaction Layer of

Si_3N_4 to Metal Joints*

—Factors Affecting Bonding Strength of Fine Ceramics to Metals (Report 3)—

by Yoshikuni Nakao**, Kazutoshi Nishimoto** and Kazuyoshi Saido**

Formation of defects such as porous zone and crack in the reaction layer of Si_3N_4 to molybdenum joints was investigated using pressureless sintered (PLS-) and hot-pressed (HP-) Si_3N_4 with Cu-5%Cr, Cu-1%Nb and Cu-3%V insert metals. The obvious porous zone occurred in the reaction layer of PLS-

*原稿受付 平成 4 年 2 月 15 日 昭和 63 年度秋季全国大会で発表

**正 員 大阪大学工学部 Member, Osaka University