論 説

中炭素鋼の高周波焼入性に及ぼす合金元素と
前組織の影響

瓜田龍実*, 並木邦夫*

Effect of Alloy Elements and Pre-heat Treatment on
Induction-Hardenability

Tatsumi Urita and Kunio Namiki

Synopsis

As induction hardening has been increasingly popular as case hardening method for machine structural parts to improve productivity through in-line heat treatment, the medium carbon steels with higher induction hardenability has been strongly demanded.

This study has been conducted, under these back-grounds, to clarify the effect of alloying elements and pre-heat treatments on the case hardenability of JIS S 45C grade. The results obtained here are as follows.

Mo and Mn increase the induction hardening depth being independent of the prior microstructure. Furthermore, B and P are confirmed to be effective even with the small amount. Cr, on the other hand, cannot give sufficient case hardenability when the prior heat treatment is spheroidized annealing. This unique behaviour of Cr can be explained by the fact that Cr is distributed into cementite while annealing and cementite is not fully dissolved in austenite with rapid heating such as induction hardening.

1. 緒 言

誘導加熱を用いた高周波焼入れは、代表的な表面硬化法として知られ、耐摩耗性、疲れ特性の向上を目的として多くの機械構造部品に適用されている¹⁾。また最近では機械加工と熱処理ラインの連続化により生産性の向上が図れること、低合金鋼から炭素鋼への代替による省資源化が図れることなどの理由により高周波焼入れの利用が増加している²⁾。

一方、高強度部材への適用が増加するにともない、高周波焼入れ部材の品質安定化がより重要となっており、素材の焼入性、高周波焼入条件などの適正化が急務となってきた。

材料面では高周波焼入れを前提とした素材焼入性の狭幅管理がなされているものの^{3),4)}、いまだ十分とはいえない。それは高周波焼入れの場合、急速加熱であるために前組織状態によっては炭化物の固溶状況が異なり焼入性に影響を与えるからである。さらには合金元素の添加により素材の焼入性を高めても、各合金元素の炭化物形成能および炭化物の種類が異なり、オーステナイト化速度に影響を及ぼすことが考えられる。

1989年10月31日 受付

*大同特殊鋼㈱研究開発本部

そこで、安定した高周波焼入性、すなわち安定した表面硬さと硬化層深さを得るために、急速加熱時の焼入性および変態挙動に及ぼす前組織、合金元素の影響を明らかにする必要性が生じた。

鋼のオーステナイト化速度を推測する一つの手段として、急速加熱時の変態点の変化により推測する方法が考えられる^{5)~9)}。急速加熱時の変態点に関する報告は多く、高周波加熱速度(200~500°C/sec)⁸⁾では変態点は加熱速度の増加とともに漸次上昇することが知られている。たとえば、Orlich⁷⁾はDIN規格鋼について、2400°C/sec以下の範囲の加熱温度が変態点に及ぼす影響を組織とオーステナイト粒度、硬さの観点からまとめ、これらの関係をT.T.A図(Time-Temperature-Austenitizing Curve)としてデータ集にまとめている。しかしながら、前組織と合金元素が変態点に及ぼす影響を系統的に研究したものは見当たらない。

また高周波焼入性に及ぼす前組織や合金元素の影響については若干の報告があり^{10)~13)}、たとえば西田¹⁰⁾は球状化焼なまし処理を施した比較的粗大な炭化物を含む組織では炭化物の固溶が不完全となり、焼入性の低下を招くと報告している。しかしながら炭化物形成元素、非形成元素などの合金元素が焼入性に及ぼす影響について論じたものは見当たらないのが現状である。

そこで中炭素鋼S45Cをベースとして、急速加熱時の変態挙動及び高周波焼入性に及ぼす前組織

と合金元素の影響について詳細に検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

本研究に用いた供試材の化学成分をTable 1に示す。ベース鋼はJIS S45Cとこれに及ぼすC, Si, Mn, P, Cr, Mo, VおよびBの影響を検討した。真空誘導溶解炉にて溶製後、50kg鋼塊とし、熱間鍛造にて直径32mmの丸棒に鍛伸した。

2.2 実験方法

前組織状態は焼ならし、焼入・焼もどし、球状化焼なましの3水準とし、前組織および合金元素の影響を比較検討した。

焼ならし処理条件は845~870°C×1h保持後空冷とし、焼入・焼もどし処理は845~970°C×0.5h保持後水冷、その後600°C×1h保持後空冷の条件で行った。球状化焼なまし処理条件は750°C×2h保持後10°C/hの速度で徐冷とした。なお焼ならし、焼入・焼もどし処理は焼ならし処理後行った。

変態点は全自動変態記録測定装置(Formaster-F)により、直径3mm、肉厚0.5mmの試験片を用い測定した。加熱速度は0.05および100°C/secとした。

JISに基づくジョミニ試験を行い徐加熱時の焼入性を評価するとともに、高周波焼入れを行って急速加熱時の焼入性を比較検討した。高周波焼入れは試験片直径：25mm、周波数：100kc、電

Table 1. Chemical composition of test steels.

(wt%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
S30C	0.29	0.24	0.72	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0002
S45C	0.45	0.25	0.73	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0002
S58C	0.59	0.25	0.74	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0002
S45C(Si)	0.44	1.46	0.72	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0002
S45C(Mn)	0.45	0.25	2.00	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0002
S45C(P)	0.44	0.25	0.73	0.050	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.0002
S45C(Cr)	0.45	0.23	0.73	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	0.99	<0.01	<0.01	<0.0002
S45C(Mo)	0.44	0.24	0.73	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	0.50	<0.01	<0.0002
S45C(V)	0.46	0.24	0.73	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.51	<0.0002
S45C(B)	0.46	0.24	0.74	0.001	<0.001	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	0.0015

流: 5.7A, 電圧: 9.5kV とし, 移動速度は3, 5, 7, 15 mm/sec で実施した。試験後, JIS に基づく硬さ測定と組織観察を行った。

さらに炭化物の固溶状況に及ぼす前組織と合金元素の影響を調べるためベース鋼 (S 45C), Cr, Mo, B 添加鋼について850℃まで0.05℃/sec で徐加熱, 完全にオーステナイト化した場合と300℃/sec の急速加熱後ただちに冷却した不完全オーステナイト化状態における CCT 線図を作成した。

さらに300℃/sec の速度で急速加熱後850℃に1~600s の範囲に保持した場合の炭化物の固溶状況を比較検討した。

3. 実験結果

3.1 前熱処理組織

焼ならし組織は Mo 添加鋼を除きすべてフェライト・パーライト組織を呈しており, C 量に応じたフェライト・パーライト相比となっている。0.5% Mo 添加鋼はベイナイト組織である。焼入・焼もどし組織はいずれも均一な焼もどしマルテンサイト組織を示す。球状化焼なまし材には層状パーライト組織が認められ, 特に Cr 添加鋼において顕著である。

3.2 急速加熱時の変態点

徐加熱 (0.05℃/sec) での変態点と急速加熱時 (100℃/sec) の変態点を測定した。前述したように実際の高周波焼入れでは200~500℃/sec の加熱速度となるが, Formaster-F での能力限界のため100℃/sec として測定を行った。ベース鋼, S 45C において, 徐加熱時の A_{c1} , A_{c3} 点はそれぞれ722℃, 816℃であるが100℃/sec の急速加熱により焼ならし材, 球状化焼なまし材の A_{c1} 点はそれぞれ749, 755℃, A_{c3} 点は857, 865℃に上昇する。徐加熱時には前組織の差は認められず, 急速加熱時には球状化焼なまし材がわずかに高くなり組織依存性が確認された。

徐加熱および急速加熱時の変態点に及ぼす合金元素の影響を, ベース鋼の変態点との差で整理した結果をそれぞれ Fig. 1, 2 に示す。徐加熱時の A_{c1} 点を上昇させる元素は Si, Cr, V であり, 低下させるのは Mn である。また A_{c3} 点の場合は Si, V, P が上昇させ, C, Mn, Cr が低下させる。これらの傾向は Andrews¹⁴⁾ が求めた結果と良く対応して

Fig. 1. Effect of alloy elements on Ac temperature (Heating rate: 0.05℃/sec).

おり, 急速加熱時においても Cr を除いてほぼ同様の結果が得られた。急速加熱時における焼ならしと球状化焼なましの変態点の差を合金元素で整理したものを Fig. 3 に示す。Cr は焼ならし組織では A_{c1} 点を上げ A_{c3} 点を下げるが球状化焼なまし組織では A_{c3} 点を著しく上昇させるという逆の傾向を示す。

3.3 ジョミニー焼入性

焼入硬さ HRC 45 (S 30C は HRC 36, S 58C は HRC 49) が得られる各供試材のジョミニー距離 (ジョミニー焼入深さ) とベース鋼との差を合金元素量で整理した結果を Fig. 4 に示す。なおベース鋼のジョミニー焼入深さは焼ならし, 焼入・焼もどし, 球状化焼なまし組織でそれぞれ 2.6, 2.5, 2.5mm とほぼ同等である。ジョミニー焼入深さに

Fig. 2. Effect of alloy elements on Ac temperature (Heating rate: 100°C/sec).

及ぼす主要合金元素の効果についてはCrが最も大きく、Mn、Mo、Siの順である。また、Bについては微量でも効果が大きく、Pも焼入性を向上させることは注目値する。

3.4 高周波焼入性

高周波焼入れ材の断面マクロ組織の一例を**Photo. 1**に示す。内側の円は高周波焼入れ時にオーステナイト化したことを、外側の円はその外側まで焼入れ冷却時にマルテンサイト化したことを示している。それぞれの円までの距離を熱影響層深さと有効硬化層深さと定義する。熱影響層深さはミクロ組織観察にて、有効硬化層深さは硬さ推移曲線に基づいて測定しHV 450 (S 30CはHV 350, S 58CはHV 500)の得られる深さとした。素材焼入性と高周波焼入れ後の有効硬化層深さの関係を**Fig. 5**に、各鋼種とベース鋼における有効硬化層深さの差と合金元素量の関係(移動速度:

3mm/sec)を**Fig. 6**に示す。移動速度3.5mm/secの場合、ジョミニー焼入深さの増大とともに有効硬化層深さも深くなるが、ジョミニー焼入深さが増大しても、有効硬化層深さは一定値以上増大しない。これは高周波焼入条件で決る熱影響層深さにより支配されることによる。また**Fig. 4**と**Fig. 6**を比較することにより焼ならし、焼入・焼もどし材では素材焼入性と良い相関を示すことがわかる。一方、球状化焼なまし材では合金元素により異なり、B、Mo、P、Si、V、Mnは比較的良好な相関を示すものの、Crは素材焼入性に比べ低いことがわかる。すなわちBおよびMoは前組織および移動速度によらず安定して焼入性向上に寄与するが、Crは焼ならしおよび焼入・焼もどし状態では比較的稳定した焼入性を示すものの球状化焼なまし状態では焼入性が低下することがわかった。

Fig. 3. Effect of pre-microstructure on Ac temperature (Heating rate: 100°C/sec).

Photo. 1. An example of macro-structure of induction hardened S 45C (Pre-heat treatment: Normalizing)

Fig. 4. Effect of alloy elements on Jominy hardenability.

3.5 CCT 曲線

以上、急速加熱時には焼入性に及ぼす合金元素の効果が前熱処理により異なることがわかったので、さらにベース鋼と Cr, Mo, B 添加鋼について均一なオーステナイト状態の CCT 図 (通常 CCT 図) と 300°C/sec にて 850°C まで加熱してただちに冷却する不完全オーステナイト状態の CCT 図

Fig. 5. Relation between effective case depth and Jominy-hardenability.

(急熱 CCT 図)を作成し比較検討した。その結果を Fig. 7 に示す。

前組織は球状化焼なまし組織である。ベース鋼, Mo, B 添加鋼ではオーステナイト後の連続冷却変態挙動に及ぼす加熱速度の影響は僅少であり, 変態後の硬さがわずかに異なる程度であることがわかった。これに対し Cr 添加鋼では急熱の場合フェライト, パーライト変態域が短時間側に移行し, 焼入性が減じていることが判明した。

Fig. 6. Effect of alloy elements on induction-hardening.

Fig. 7. Effect of heating rate on CCT diagrams (Slow heating rate: 0.05°C/sec, Rapid heating rate: 300°C/sec).

4. 考 察

Cr 添加鋼においては変態点, 高周波焼入性に及ぼす前組織依存性が大であったが, これは急速加熱時の炭化物固溶速度の差によるものと考えられる。Cr 添加鋼における球状炭化物の Cr の線分析と X 線回折の結果より, Cr が炭化物中に濃化していること, および Cr とセメンタイト中の Fe と置換した $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$ の形で存在していることが確認された。また球状化焼なまし状態での A_{c3} 変態点が焼ならし状態とは逆に上昇するという結果も, 含 Cr 球状炭化物が高温まで安定であり固溶 C 量が減少したことを示唆している。

300°C/sec の速度で 850°C まで急速加熱・保持後, 急冷した場合の硬さを Fig. 8 に示す。焼ならし組織では Cr 添加鋼もベース鋼, Mo, B 添加鋼と同様 1sec 保持ではほぼ最高硬さに達しており, 電顕観察により炭化物の固溶状況と対応していることを確認した。

一方, 球状化焼なまし組織では他の鋼種が 850°C で 1 sec 保持でもほぼ固溶が完了しているのに対

Fig. 8. Effect of holding time at 850°C on hardness.

し、Cr 添加鋼は160sec 保持しても十分な硬さが得られず、Cr を含有した球状化炭化物の安定性が高いことがわかる。**Photo. 2**にベース鋼とCr 添加鋼の球状化焼なまし材および急熱後、850℃で1 sec 保持した場合の電子顕微鏡観察組織を示す。

佐藤ら¹⁵⁾は合金元素のセメンタイト、フェライトへの分配係数を以下のように求めている。

$Cr(28) > Mn(10.5) > V(9.0) > Mo(7.5) > Si(0.03)$ (数字は分配係数)

Cr はフェライトに比べセメンタイト中への分配が28倍と極めて大きいため、炭化物の固溶が不十分となる急速加熱時には焼入性が低下すると考えられる。またCr はセメンタイト中に $(Fe, Cr)_3C$ として存在していることが従来と同様¹⁶⁾確認された。西沢¹⁷⁾はFe-Cr-C 3元系セメンタイトの自由エネルギー変化を示し、セメンタイト (Fe_3C) 中のFeがCrに置換されることにより自由エネルギーが小さくなりセメンタイトが熱的に安定化することを示している。本実験結果もこれと良く対応し、セメンタイト中のFeとCrが置換することにより球状炭化物が安定化したものと考えられる。

一方、Mo 添加鋼の変態点はベース鋼と同等であり組織への依存性も小さいこと、また高周波焼入れにおいては熱影響層はベース鋼に比べ球状化焼なまし組織でより深いことがわかった。Mo は炭化物形成元素であり、セメンタイト中に固溶せず独自に炭化物を形成することが知られている^{18), 19)}。電子線回折、X 線回折およびEDX 分析の結果、球状化焼なまし状態における炭化物は Fe_3C の他、 Mo_2C 炭化物と同定された。 Mo_2C 炭化物の標準生成エネルギーは Fe_3C の値と比べて大きな差はない²⁰⁾。むしろ粒径が小さいために(球状化焼なまし組織で平均0.2 μm)、固溶に有利と考えられる。

B は変態点に及ぼす影響が小さく、かつ組織依存性も小さい。また高周波焼入れ時の熱影響層深さに及ぼす影響も小さく、炭素鋼と同等である。これはオーステナイト化速度が炭素鋼と同じであることを示唆しており、B の高周波焼入れ性向上の働きはオーステナイト化速度を促進するものではなく、オーステナイト化後の焼入性そのものを向上させるためと考えられる。B の焼入性については15ppm 程度までの添加量でかつ窒素量が低く

抑えられている場合は独自に化合物を形成せず、旧オーステナイト粒界へ偏析することにより焼入性を向上することが知られている²¹⁾。

Mn はオーステナイト形成元素であり A_{c1} , A_{c3} 点をとともに下げる働きがあり、急速加熱時においても同様であった。Mn はセメンタイト中に分配するが、その程度はCr 程ではなく¹⁷⁾、むしろ変態点を低下させることによりオーステナイト化が比較的低温から起こり焼入性を向上させるものと考えられる。高周波焼入れ時に最も熱影響層が深かったのもこのことから説明できる。

V は Grossman²²⁾や Crafts, Lamont²³⁾によればオーステナイト化時に固溶していれば焼入性を向上させるがVC 炭化物を形成している場合は焼入性を低下する元素であるとしている。V 添加鋼は、いずれの前組織状態のものをジョミニ焼入れまたは高周波焼入れしても、VC 炭化物が存在することを電顕観察および電子線回折により確認した。従ってこの未固溶のVC 炭化物が焼入性の低下の原因と考えることができる。溶解度積²⁰⁾から求めた850℃における固溶V は0.1%であり0.4%のV がVC として存在するため、固溶C 量は0.35%に低下する。本実験の場合、変態点の上昇は固溶V の影響と固溶C 量の減少の影響の両方が現われていると考える。

さらにP の影響について検討した。焼ならし状態のP 添加鋼を用いて直径3.7mm、ノッチ底の直径2.0mm、長さ33mm の試験片を作製し、周波数：100kHz、電流：4.3A、電圧7.3kV、移動速度：10mm/s の条件で高周波焼入れを行った。これを真空チャンバー内にて低温で破断し、破断面のオージェ分析を行った。破断面はその後、走査電顕により旧オーステナイト粒界に沿った粒界破壊を呈していることを確認した。オージェ分析によれば **Fig. 9** に示すように表面にはP のピークが認められるが、0.1 μm の深さまでスパッタリングすることによりピークは消滅し、粒界にP が偏析していることが確認された。P の焼入性向上に及ぼすメカニズムは、拡散変態の核生成速度の減少²⁴⁾、Solute drag 効果による拡散変態の成長抑制²⁵⁾などが挙げられているが必ずしも明らかでない。しかしながらいずれもP が粒界に偏析することが焼入性向上の原因であることを指摘している。本実験についても高周波焼入れ時の粒界への

Photo. 2. Electron micrographs of S45C and 1%Cr steel as spheroidizing annealed and after induction hardening heated with $300^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ and held at 800°C for 1 sec.

- a) S45C steel (as spheroidizing annealed)
- b) S45C steel (after induction hardening)
- c) 1.0% Cr steel (as spheroidizing annealed)
- d) 1.0% Cr steel (after induction hardening)

Fig. 9. Auger electron spectra from the fractured surface of normalized 0.05 % P steel.

偏析が焼入性向上の原因と考えられるがさらに詳細な検討が必要と考えられる²⁶⁾。

5. 結 論

S 45C をベースに C, Si, Mn, P, Cr, Mo, V, B を添加し前組織を変化させた炭素鋼の急速加熱時の変態挙動、高周波焼入性を調べて以下の結論を得た。

(1) 変態点は急速加熱によりすべての鋼種で上昇する。また前熱処理の影響は Cr 添加鋼を除きわずかであった。

(2) 組織依存性が少なく、高周波焼入性を安定して高める主要元素は Mo, Mn であり、さらに B, P は微量で効果のあることがわかった。また Si も焼入性向上に寄与する。

(3) Cr は球状化焼なまし組織では急速加熱時に A_{cs} 点を上昇させる(焼ならし組織では低下)。また高周波焼入性を劣化させる。これは Cr がセメントナイト中に分配しセメントナイトを高温まで安定化させるためと考えられる。

(4) Mo の変態点に及ぼす前組織依存性は少ない。また高周波焼入性が良好であるのは独自に形

成する炭化物の固溶が比較的速度いためである。

(5) Mn は変態点を下げ、Si は上げるが、前組織の依存性はともに小さい。Mn は変態点を低くするためオーステナイト化し易く熱影響層そのものが深くなることにより高周波焼入性も増大させる。

(6) V は 0.5% 添加程度では比較的高温まで安定な VC を形成し、ジェミニー焼入性、高周波焼入性を低下させる。

(7) P は高周波焼入れ時に粒界に偏析し、焼入性を向上させる。

最後に本実験に当り熱心に協力頂いた、研究開発本部特殊鋼研究所、構造材料研究室の土川一樹、浦川順也両氏に感謝致します。

(文 献)

- 1) たとえば、水馬克久，川崎一博：熱処理，**27** (1987)，162
- 2) 星 秀夫：特殊鋼，**33** (1984)，38
- 3) 上原紀興，田中良治，太田久司：鉄と鋼，**70** (1984)，378
- 4) 紅林 豊，葛西靖正，飯久保知人，斎藤 誠，太田久司，荒川克彦：電気製鋼，**58** (1987)，176
- 5) 橋本精二，山崎隆雄，藤田清比古：熱処理，**15** (1975)，19
- 6) 井口信洋，横田清義，三輪敬之：日本金属学会誌，**39** (1975)，255
- 7) J.Orlich：“Atlas zur Warmebehandlung der Stähle”，Band 3.4, Velag Stahleisen M.B. H. (1973,1974)
- 8) 川崎一博，高岡憲久，山崎隆雄，尾崎良二：熱処理，**20** (1980)，281
- 9) 三輪敬之，井口信洋，辻本規明：熱処理，**21** (1981)，65
- 10) 西田和彦，河村英輔，山田 晃，宇野光男：住友金属，**36** (1984)，311
- 11) 赤須英夫：鉄と鋼，**52** (1966)，201
- 12) 角谷卓爾，篠田研一，松本千恵：鉄と鋼，**60** (1974)，S 620
- 13) 田中良治，磯川憲二：熱処理，**24** (1984)，259
- 14) K.W.Andrews：JISI，**203** (1965)，721
- 15) 佐藤知雄，西沢泰二：日本金属学会誌，**19** (1955)，385
- 16) K.Bungard, E.Kunze, E.Horn：Arch. Eisen-

- hutenwesen, 3 (1958), 193
- 17) 西沢泰二：日本金属学会会報, 12(1973), 401
- 18) 成田貴一：日本金属学会会報, 7 (1968), 742
- 19) 谷野 満：日本金属学会会報, 11(1972), 203
- 20) 成田貴一：日本金属学会会報, 8(1969), 49
- 21) たとえば, 渡辺征一：日本金属学会会報, 19 (1980), 804
- 22) M.A.Grossman: The Hardenability of Steels, ed by C.A. Siebert et al., (1977), 98
- 23) W.Crafts, J.L.Lamont: ibid.
- 24) K.J.McMahon, Jr: Metall.Trans.A, 11 (1980), 531
- 25) 津崎兼彰, 田中宏治, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, 75 (1989), 128
- 26) 田中淳一, 山田 眞, 高野俊夫, 大谷泰夫, 村山順一郎: 鋼の焼入性予測に関する研究 [日本鉄鋼協会, 材料研究委員会編] (1980), 217