

Effect of Alloying Elements on Cold Forgeability of 0.53%C Steel



星野 俊幸
Toshiyuki Hoshino
鉄鋼研究所 鋼材研究
部厚板条鋼研究室 主
任研究員(樹長)



天野 虔一
Keniti Amano
鉄鋼研究所 鋼材研究
部厚板条鋼研究室 主
任研究員(課長)・工博



田畑 緯久
Nobuhisa Tabata
鉄鋼研究所 鋼材研究
部強度接合研究室 主
任研究員(課長)



中野 昭三郎
Shozaburo Nakano
エンジニアリング事業
部 鋼構造研究所 建設
エンジニアリング研究
室 室長(部長)

1 結 言

冷間鍛造は、寸法精度に優れ、従来の熱間鍛造に比較して切削工程が簡略化できること、また生産能率、材料歩留りが高いなどの利点のために機械部品の塑性加工方法として広範に適用されている。さらに、現在では多段フォーマーに見られるように加工機械の大容量高速化に伴って、きわめて高い生産性を得ることが可能となってきた。また、大型で複雑な形状の機械部品に対しても冷間鍛造が用いられるようになってきている¹⁻³⁾。

このような冷間鍛造の発達に伴って冷間鍛造用鋼材に対する要求は厳しくなりつつある。一般に冷間鍛造用鋼材には、厳しい冷間加工に耐えられる変形能、低い変形抵抗および高い焼入れ性が要求される。このために非金属介在物の低減および素材である熱間圧延棒鋼の表面傷の防止が必要とされている。さらに近年、ピーリング工程の省略および鍛造品の仕上寸法精度を一層向上させるために、素材

要旨

従来、困難とされていた 0.53 mass% C 鋼の冷間鍛造用鋼への適用を目的として、球状化焼なまし状態における冷間鍛造性および高周波焼入れ性に及ぼす合金元素の影響を検討した。

- (1) Si は、0.1 mass% の微量添加でも変形抵抗を増加させ同時に変形能を低下させる。一方、Mn、Cr および Mo は変形抵抗を上昇させるが、その程度は Si に比較すると小さい。また、Mn、Cr および Mo は、添加量の増加にともなって、炭化物形態を変化させることにより変形能を変化させる。
- (2) Mn、Mo および Si は高周波焼入れ後の有効硬化深さを増加させるが、Cr は炭化物を安定化することにより低下させる。
- (3) 以上の知見を有効に活用すれば、化学組成の適正化により 0.53 mass% C 鋼の冷間鍛造用鋼への適用は可能である。

Synopsis:

The effects of alloying elements on both forgeability and hardenability were investigated in order to apply a 0.53-mass% C steel to a cold forging use. Deformation resistance of a spheroidized 0.53-mass% C steel by applying the cold forging was observed to increase with alloying elements in the order of silicon, manganese, chromium and molybdenum. Addition of silicon reduced formability and increased deformation resistance even in the case of small amount of 0.1-mass percentage. The effects of manganese, chromium and molybdenum on formability were closely related to changes in morphology of spheroidized carbides. The hardening depth of the spheroidized steel by the induction hardening was controlled by adjusting the amounts of manganese, molybdenum and silicon. Chromium decreased the hardening depth of spheroidized steel, since chromium atoms were dissolved into cementite during the spheroidizing annealing, resulting in stabilizing the cementite. In this case, the cementite was not fully dissolved in an austenite phase by a rapid induction-heating. The 0.53-mass% C steel can be applied to the cold forging use by optimizing the chemical composition of steel on the basis of these results.

である熱間圧延棒鋼の寸法精度の向上が求められるようになり精密圧延棒鋼が開発されるにいたっている⁴⁾。

従来、冷間鍛造用鋼としては、C 量が 0.45 mass% (以後 % と記す) 以下の機械構造用炭素鋼および合金鋼が用いられてきた。これは、0.45% 超の C を含有する高炭素鋼においては、冷間鍛造時の変形抵抗がきわめて高くなり、工具寿命の著しい低下が生じる点に問題があったためである。一方、冷間鍛造後の表面硬化法においても省資源および省力化の観点から浸炭焼入れから高周波焼入れに移行しつつある⁵⁾。

また、熱間鍛造から冷間鍛造への置換が進められ、C 量が 0.45%

* 平成 3 年 3 月 4 日原稿受付

超の高炭素鋼についても成形の冷間鍛造性が求められるようになった。しかし、0.45% C超の高炭素鋼の冷間鍛造性に関する研究は少ない⁶⁾。

そこで、本研究においては0.53% C鋼の冷間鍛造性および高周波焼入れ性に及ぼす化学成分の影響を調べ、冷間鍛造用鋼への適用の可能性を検討した。

2 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼として Table 1 に示す化学組成の真空溶解鋼を用いた。鋼 A1～A4 は0.53% C-0.75% Mn-0.15% Cr 系を基本組成として Si 量を変化させ、また、鋼 B1～B3、鋼 C1～C2 および鋼 D1～D3 は固溶強化元素である Si を低減し、0.53% C-0.01% Si-0.5% Mn 系を基本組成としてそれぞれ焼入れ性に効果の大きい Mn, Mo および Cr 量の冷間鍛造性に及ぼす影響を検討した。また、冷間鍛造用鋼として一般に用いられている JIS 規格の S30C 鋼および S45C 鋼を比較鋼とした。

供試鋼は、熱間鍛造により 35 mmφ の棒鋼とし、850°C×90 min 加熱後空冷の焼ならし処理を施し、さらに Fig. 1 に示す条件により球状化焼なましを施し実験に用いた。

Table 1 Chemical compositions of steels (mass%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	N
A1	0.53	0.02	0.75	0.016	0.010	0.16	—	0.043	0.0057
A2	0.53	0.10	0.76	0.016	0.010	0.16	—	0.044	0.0058
A3	0.54	0.22	0.75	0.016	0.009	0.15	—	0.046	0.0063
A4	0.53	0.49	0.74	0.015	0.010	0.15	—	0.044	0.0067
B1	0.53	0.01	0.29	0.005	0.008	—	—	0.046	0.0036
B2	0.53	0.01	0.50	0.008	0.009	—	—	0.043	0.0040
B3	0.53	0.01	0.75	0.009	0.010	—	—	0.041	0.0052
C1	0.53	0.01	0.48	0.008	0.010	—	0.1	0.040	0.0041
C2	0.52	0.01	0.48	0.006	0.009	—	0.3	0.049	0.0042
D1	0.53	0.01	0.49	0.006	0.009	0.15	0.1	0.048	0.0056
D2	0.53	0.01	0.47	0.006	0.010	0.29	0.1	0.048	0.0045
D3	0.53	0.01	0.49	0.005	0.009	0.70	0.1	0.048	0.0047
S30C	0.29	0.22	0.75	0.016	0.010	0.18	—	0.044	0.0061
S45C	0.47	0.22	0.75	0.017	0.009	0.17	—	0.045	0.0059

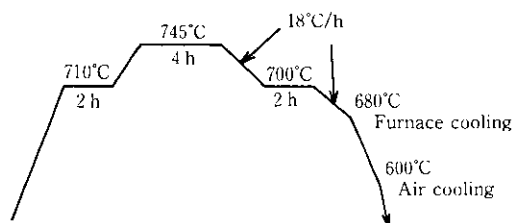


Fig. 1 Schematic diagram of spheroidizing annealing

2.2 ミクロ組織観察

球状化焼なまし後の素材 L 断面より試験片を採取し、ピクラー

により腐食後、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡によりミクロ組織を観察した。また、電子顕微鏡写真より画像解析装置を用いて炭化物の粒径、炭化物の体積率、フェライトマトリックスの結晶粒径および aspect 比 (=長径/短径) を測定し、全炭化物に占める aspect 比 2 以下の炭化物の割合を球状化率と定義した。

2.3 冷間鍛造試験

切削加工により 15 mmφ×22.5 mmh (高さ/直径=1.5) の円柱状試験片を作製し、同心円溝付き耐圧板を用い端面完全拘束の条件下にて 2.94×10^6 N プレスにより圧縮試験を実施した。加工初期の歪速度は 8.8 s^{-1} であった。また、鍛造荷重から Osakada らの方法⁷⁾により変形抵抗を算出するとともに、試験片の割れ発生の有無を目視により判定し割れ発生率が 50% となる圧縮率を限界圧縮率とし、変形能の指標とした。

2.4 硬さ測定

球状化焼なまし後の素材 L 断面より試験片を採取し、ビッカース硬度計 (荷重 98.07 N) により硬度測定を行った。また、超微小硬度計 (荷重 0.029 N) を用いてフェライト相の硬さを測定した。

2.5 高周波焼入れ試験

0.53% C 鋼は、成形後、耐磨耗性、耐疲労性のために高周波焼入れを施されることが多いので高周波焼入れ性を検討した。焼ならしおよび球状化焼なまし後の素材より 30 mmφ×100 mm の試験片を切削加工により作製した。高周波焼入れは周波数 15 kHz の移動焼入れ型高周波焼入れ装置を用いて出力 114 kW、陰極電圧 9.5 kV、移動速度 6 mm/s の条件により実施した。高周波加熱時の表面温度は 1075°C であった。水焼入れ後、 $150^\circ\text{C} \times 60 \text{ min}$ の低温焼もどしを施した後、断面の硬さ分布を測定し、HV=392 が得られる深さを有効硬化深さとした。

3 実験結果

3.1 ミクロ組織

焼ならし組織はすべてフェライト・パーライト組織であった。これらを前組織として球状化焼なましを行った後のミクロ組織を Photo 1 に示す。Si 添加の A 系鋼においては、添加量が増大しても球

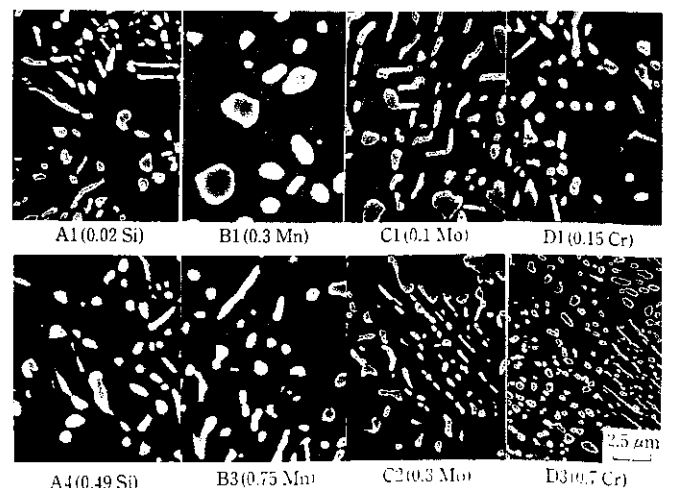


Photo 1 Electron micrographs after spheroidizing annealing of steels examined

状化組織に変化は認められないが、Mn、Cr および Mo 添加の B~D 系鋼においては添加量が増加するにしたがって炭化物の細粒化が認められる。Fig. 2 には、Si 量と組織因子との関係を示す。球状化率 S_{ra} は Si 添加量の増加にしたがって向上する。炭化物粒径 D_{cem} は約 $0.5 \mu\text{m}$ で一定である。また、炭化物の体積率 V_{cem} およびマトリックスのフェライト結晶粒径 D_a は、それぞれ約 8% および約 $20 \mu\text{m}$ とほぼ一定で Si 量の影響はない。Fig. 3 に同じく B~D 系鋼の Mn、Cr および Mo 量と組織因子との関係を示す。各元素

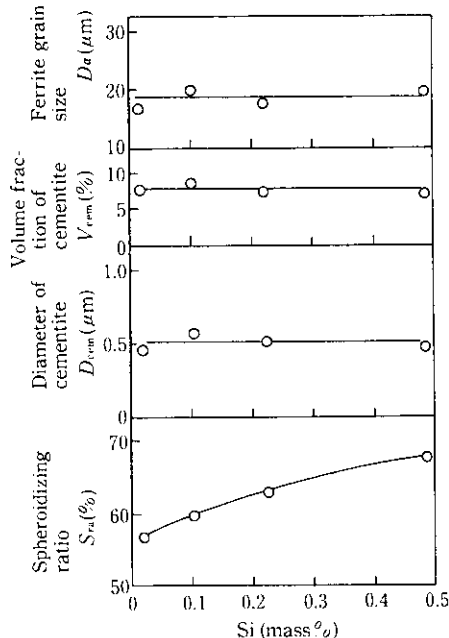


Fig. 2 Relation between silicon content and structural parameters such as S_{ra} , D_{cem} , V_{cem} and D_a of steels A1 to A4 after spheroidizing annealing

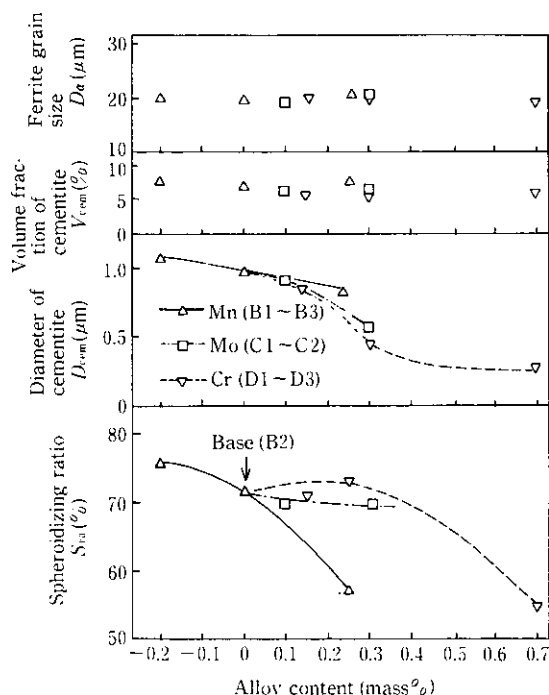


Fig. 3 Variation of structural parameters such as S_{ra} , D_{cem} , V_{cem} and D_a of steels after spheroidizing annealing with change in contents of various alloying elements on the basis of steel B2

の添加量は 0.53% C-0.01% Si-0.5% Mn の B2 鋼を基準とした増減により表示した。球状化率は、0.75% Mn の B3 鋼および 0.70% Cr の D3 鋼が約 55% と低い、他は 70% 前後である。球状化率が最も高いのは、0.3% Mn の B1 鋼であり約 76% に達している。炭化物粒径は、いずれも添加量の増加にしたがって低下するが、特に Mo および Cr の影響が顕著である。また、炭化物体積率およびマトリックスのフェライト結晶粒径は、元素およびそれら添加量の影響は認められず、それぞれ約 8% および約 $20 \mu\text{m}$ 程度である。

3.2 冷間鍛造試験

Fig. 4 に比較鋼である JIS 規格 S30C 鋼および S45C 鋼の冷間鍛造試験結果を示す。従来から知られているように S30C 鋼の方が変形抵抗は低く、限界圧縮率も高い。Fig. 5 には A1~A4 鋼の Si 量と限界圧縮率および平均歪 $\bar{\epsilon}=1.08$ (圧縮率 60%) 時の変形抵抗との関係を示す。Si の増加により変形抵抗は増加し、0.02 から 0.49% に変化することにより変形抵抗は約 70 MPa 上昇がみられる。また、0.1% 程度の微量添加によっても影響は顕著であり冷間鍛造時の変形抵抗の低減のためには、Si の低減が有効なことがわかる。限界圧縮率は Fig. 5 に示すように Si 量の増加にともなって低下し、0.02% Si 鋼と 0.49% Si 鋼を比較すると約 7% 後者の方が低い。JIS 規格 S53C 鋼に相当する 0.22% Si の A3 鋼と S30C 鋼および S45C 鋼を比較すると A3 鋼の変形抵抗は約 6~13% 増加し、一方、限界圧縮率は約 6~9% 低下しており、S53C への冷間鍛造の適用が従来から言われているとおりきわめて困難であることがわかる。

0.53% C-0.01% Si-0.5% Mn の B2 鋼を基準として Mn、Mo および Cr の変形抵抗 (平均歪 $\bar{\epsilon}=1.08$) および限界圧縮率に及ぼす影響を整理した結果を Fig. 6 に示す。Mn と Cr は添加量の増加

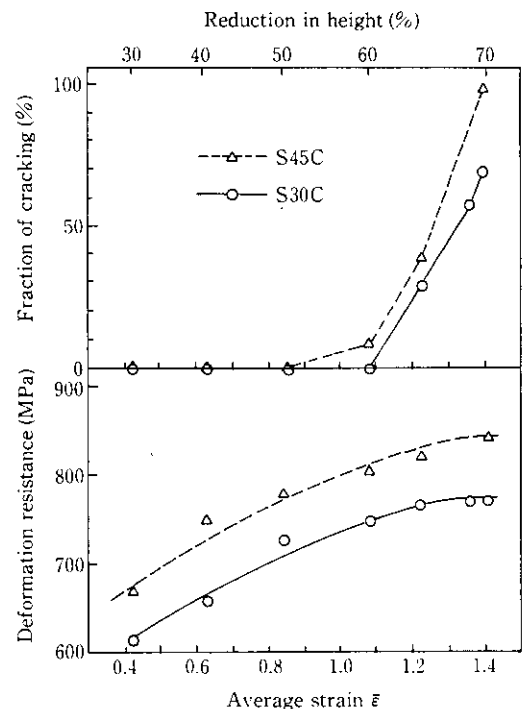


Fig. 4 Variation of both deformation resistance and the fraction of cracking of spheroidized S30C and S45C steels with average strain during the cold forging test (The fraction of cracking means the percentage of cracked specimens in the ten specimens that were deformed by the same average strain.)

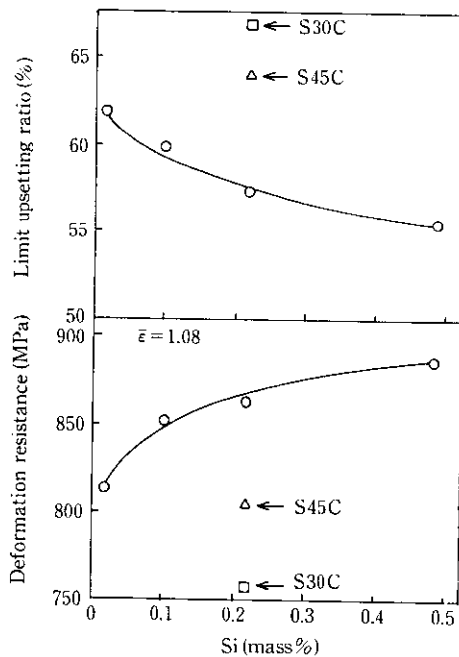


Fig. 5 Changes in both deformation resistance at average strain ($\bar{\epsilon}$) of 1.08 and the limit upsetting ratio of steels A1 to A4 after spheroidizing annealing in the cold forging test as a function of silicon content (The limit upsetting ratio means the reduction in height that the fraction of cracking of the specimen reaches fifty percent.)

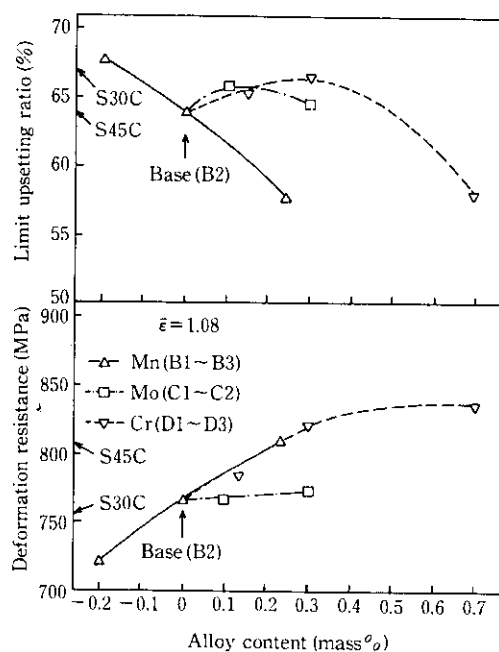


Fig. 6 Variations of both deformation resistance at average strain ($\bar{\epsilon}$) of 1.08 and the limit upsetting ratio after spheroidizing annealing with change of various alloying elements on the basis of steel B2

にしたがって変形抵抗を増加させる。Mo も変形抵抗を増大させるが、その程度は Mn や Cr に比較すると軽微である。変形抵抗に及ぼす各元素の影響を、添加量に対する変形抵抗の増加が最も大きい領域で比較すると $Si > Mn = Cr > Mo$ の順である。限界圧縮率は 0.3% Mn の B1 鋼が最も高く 68% に達しているが、Mn が増加す

るにしたがって低下している。Mo および Cr の影響は、0.7% Cr の D3 鋼を除くといずれも約 65% 前後であり、顕著な影響は認められない。S30C 鋼および S45C 鋼と比較すると、0.75% Mn の B3 鋼、0.3% Cr の D2 鋼および 0.7% Cr の D3 鋼を除く全鋼種において、変形抵抗は S45C よりも低下している。特に、0.3% Mn の B1 鋼は S30C よりも低い変形抵抗となっている。一方、限界圧縮率も 0.75% Mn の B3 および 0.7% Cr の D3 鋼以外の全鋼種において S45C 鋼以上の限界圧縮率となっている。これらの結果は 0.53% C の高炭素鋼においても、化学組成の適正化により、一般に冷間鍛造用鋼として用いられている S45C 鋼と同等以上の冷間鍛造性を得ることが可能なことを示している。

3.3 硬さ測定

球状化焼なまし後の硬さと合金元素との関係を Fig. 7 に示す。Si 添加の A 系鋼においては Si 添加量の増加とともに硬さは増加しているが、微小硬度計により測定したフェライト相の硬さも Si の添加量とともに増加し、両者の挙動は相似している。したがって、Si による硬さの上昇は、構成相であるフェライト相の強化に依存していることがわかる。Mn は、Si と同様にフェライト相の硬さを上昇させる。Cr および Mo 添加の場合には硬さとフェライト相の硬さの挙動は異なりフェライト相の硬さ上昇は軽微である。このことは、Cr および Mo 添加の場合には、硬さに対して母相フェライトの固溶強化以外の因子が影響していることを示唆している。

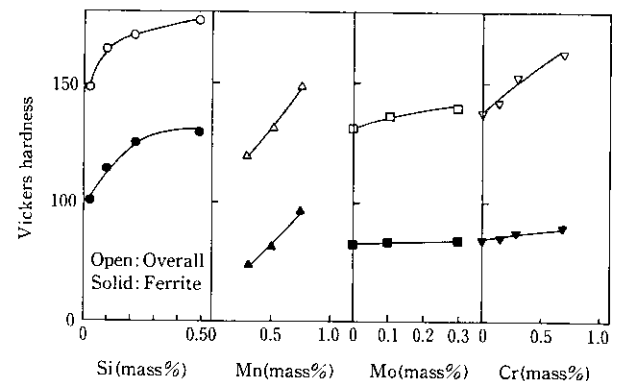


Fig. 7 Effects of content of various alloying elements on the overall hardness and local ferrite-phase hardnesses of spheroidized steels

3.4 高周波焼入性

Fig. 8 に高周波焼入れ、焼もどし後の DI (計算値) と有効硬化深さとの関係を示す。DI は (1) 式⁹⁾により計算した。

$$DI = 0.338 \times \sqrt{C} (1 + 0.64Si)(1 + 4.1Mn)(1 + 2.83P) \times (1 - 0.62S)(1 + 2.33Cr)(1 + 0.52Ni) \times (1 + 3.14Mo)(1 + 0.27Cu) \times 25.4 \dots (1)$$

焼ならし処理においては DI が増加するにしたがって有効硬化深さが増大する。球状化焼なまし状態においては、全鋼種において焼ならしの場合よりも有効硬化深さは低下しているが、その程度は元素によって異なる。特に影響の著しいのは Cr 添加の D1~D3 鋼であり、焼ならし状態に比較すると、球状化焼なまし状態においては Cr が増加するにしたがって約 0.9~1.9 mm 程度有効硬化深さが低下している。また、0.15% の微量 Cr を添加した D1 鋼でも焼入深さを低下させていることが注目される。一方、Si、Mn および Mo の

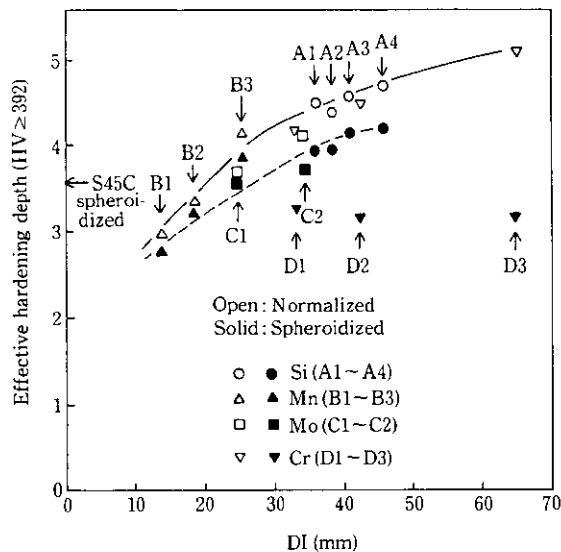


Fig. 8 Variation of the hardening depth of normalized and spheroidized steels after the induction heating and quenching with the ideal critical diameter (DI) calculated from the chemical compositions of steels

高周波焼入れ前の熱処理の焼入深さに及ぼす影響はCrに比較すると小さい。また、S45Cと比較すると球状化焼なまし状態においては、A1~A3, B3, C1~C2鋼はいずれも同等以上の焼入深さとなっている。一般に鋼材の焼入性は化学組成より計算されるDIにより表示されることが通例であるが、これらの結果は高周波焼入れが施される場合には高周波焼入れ前の2, 3次加工工程の熱処理を考慮に入れた合金元素の選択および添加量の適正化が重要なことを示している。

4 考 察

4.1 変形抵抗に及ぼす化学成分の影響

球状化焼なまし状態の変形抵抗に影響を及ぼす因子としては、炭化物量、炭化物の大きさ、マトリックスのフェライトの結晶粒径およびフェライト中の固溶元素量が考えられる⁹⁾。一方、球状化焼なまし状態においては、合金元素がフェライト/セメントタイトに分配することが知られている。佐藤ら¹⁰⁾は、炭化物とフェライト中への合金元素の分配について検討し、各合金元素について(2)式を提案している。

$$\left. \begin{aligned} \frac{[\text{Cr}]}{\text{Cr}} &= \frac{1}{1+4C} \\ \frac{[\text{Mn}]}{\text{Mn}} &= \frac{1}{1+1.4C} \\ \frac{[\text{Mo}]}{\text{Mo}} &= \frac{1}{1+C} \\ \frac{[\text{Si}]}{\text{Si}} &= \frac{6.7}{6.7-C} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、[Cr], [Mn], [Mo] および [Si] はフェライト中の固溶量、Cr, Mn, Mo および Si は鋼中への添加量である。

そこで固溶強化に対する各元素の効果を加算的¹¹⁾と仮定すれば、フェライト中の固溶元素量 (AS) は(3)式を用いて計算できる。

$$\text{AS} = [\text{Cr}] + [\text{Mn}] + [\text{Mo}] + [\text{Si}] \dots\dots\dots (3)$$

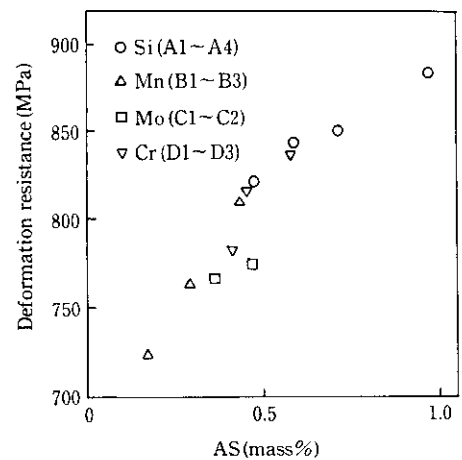


Fig. 9 Variation of deformation resistance of spheroidized steels at average strain ($\bar{\epsilon}$) of 1.08 in the cold forging test with the sum of content of alloying elements in solution (AS) in ferrite of spheroidized steel

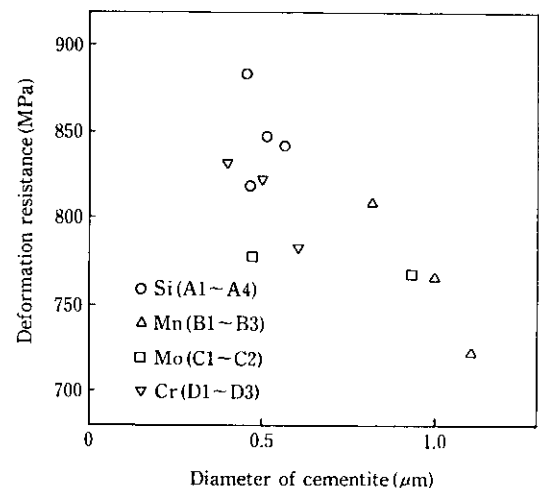


Fig. 10 Relation between the diameter of cementite of spheroidized steels and the deformation resistance at average strain ($\bar{\epsilon}$) of 1.08 during the cold forging test

AS と $\bar{\epsilon}=1.08$ の変形抵抗との関係を Fig. 9 に示す。AS と変形抵抗には比較的良好な相関が認められ、フェライト中の固溶元素量が変形抵抗に及ぼす因子であることがわかる。

さらに、炭化物粒径と $\bar{\epsilon}=1.08$ の変形抵抗との関係を Fig. 10 に示す。炭化物粒径が大きくなるにしたがって変形抵抗は低下する傾向を示し、炭化物粒径も変形抵抗に影響を及ぼす因子であることを示しているといえるが、一方、炭化物体積率およびフェライト結晶粒径は、それぞれ全鋼種とも約8%および約20 μm 程度と大きな差は認められないことから、変形抵抗に影響を及ぼす因子ではない。さて、塩崎¹²⁾によれば、本研究のように同心円溝付き耐圧板を用いた端面拘束圧縮試験より求めた変形抵抗と硬さには強い相関のあることが示されている。そこで、各元素の固溶強化および炭化物の微細化による変形抵抗への寄与を検討するために、各成分系ごとに素材の硬さ増分に占めるフェライト相の硬さ増分(斜線部)を求めた結果を Fig. 11 に示す。フェライト相の強度上昇を固溶強化によるものと考えれば、硬さの増分よりフェライト相の硬さの増分を差し引いた値(縦線部)は炭化物微細化の寄与と考えられる。Si 添加のA鋼群においては、固溶強化の寄与が大きい、Mn (B鋼

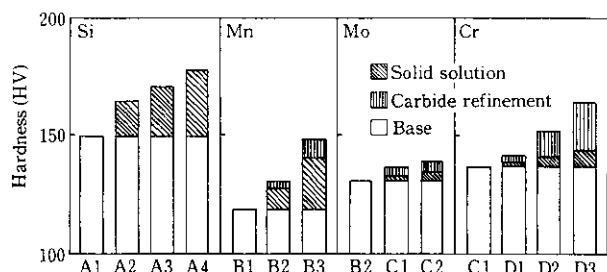


Fig. 11 Effects of alloying elements on contribution of various factors to hardness of spheroidized steels

群), Mo (C 鋼群), Cr (D 鋼群) の順に炭化物の微細化による寄与が大きくなる。特に Cr については炭化物の微細化による効果大きい。川上¹³⁾は, 0.04% C 鋼について Cr 添加により冷間鍛造時の変形抵抗が低下することを示しているが, 炭化物を多量に含有する 0.53% C 鋼の球状化焼なまし材においては, Cr 添加による炭化物微細化による変形抵抗の上昇を考慮する必要がある。

4.2 限界圧縮率に及ぼす炭化物形態の影響

球状化焼なまし状態における変形能に対しては, 炭化物量および炭化物形態が重要な要因になる。Edleson¹⁴⁾は, 第2相粒子の体積率と破壊延性との関係を実験的に調べ, 破壊延性は第2相の体積率により決定されることを示した。また, Gladman¹⁵⁾は, 鋼の第2相粒子である炭化物の体積率が一定であってもその形態によって破壊延性が異なることを示した。本研究の場合においても S30C 鋼, S45C 鋼および S53C (A3) 鋼を比較すれば C 量が低い方が限界圧縮率は高いが, 0.53% C 鋼で比較すると炭化物量はほぼ一定であるにもかかわらず限界圧縮率には差が認められた。Photo 2 には, A3 鋼を 40% ($\bar{\epsilon}=0.62$) 圧縮した後の試験片を切断して SEM により観察した結果を示す。この鍛造条件においては, 割れと判断される表面の巨視的な欠陥は認められなかった。しかし Photo 2 に示すように, 炭化物が棒状の場合には炭化物とフェライトの界面にボイドが形成されているのに対し, 球状炭化物の場合にはボイドは認められない。棒状炭化物が多い場合には, 多数のボイドが冷間鍛造途中で形成され, これが圧縮率の増加にともなって拡大・連結し巨視的な割れにいたるものと考えられる。したがって, 炭化物形態も限界圧縮率に影響を及ぼす因子である。Fig. 12 には, 画像解

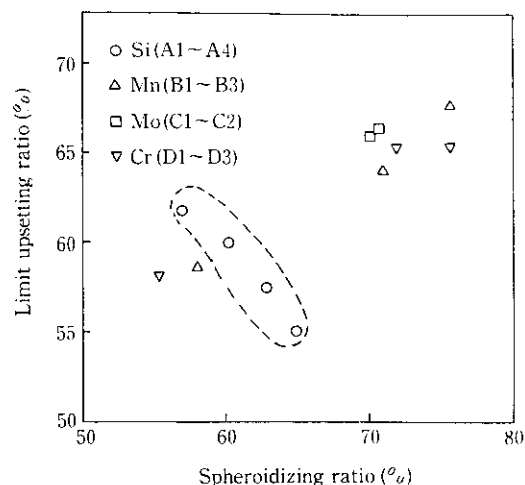


Fig. 12 Relation between spheroidizing ratio of spheroidized steels and the limit upsetting ratio in the cold forging test

析により求めた球状化率と限界圧縮率との関係を示す。B, C および D 鋼については, 棒状の炭化物が少なく, 球状化率が高くなるにしたがって限界圧縮率が向上する。しかし, Si 添加の A 鋼においては, 球状化率に関係なく添加量の増加にしたがって限界圧縮率が低下している。Si はフェライト中に固溶して延性を低下させることが知られている⁶⁾が, Si 添加によるフェライトマトリックスの延性の低下がボイドの拡大・連結の過程に影響を及ぼしているものと考えられる。

一方, Mn, Cr および Mo の影響は炭化物形態の変化を通じて現れるものと理解されるが, それらの影響は以下のように考えられる。一般に徐冷法による球状化焼なましにおいては, オーステナイト化時に残留する炭化物が大きな役割を果たすことが知られている¹⁶⁾。加熱温度が高く残留炭化物が少ない場合には, 炭化物の析出サイトが少なくなるため棒状炭化物が多くなる。このような観点から, 熱膨張試験により加熱速度 $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で測定した各鋼の A_{c3} 変態温度と球状化率との関係を整理すると Fig. 13 を得る。 A_{c3} 変態温度が高くなるにしたがって球状化率も向上している。すなわち, B3 鋼および D3 鋼のように A_{c3} 変態点を低下させる Mn, Cr の添

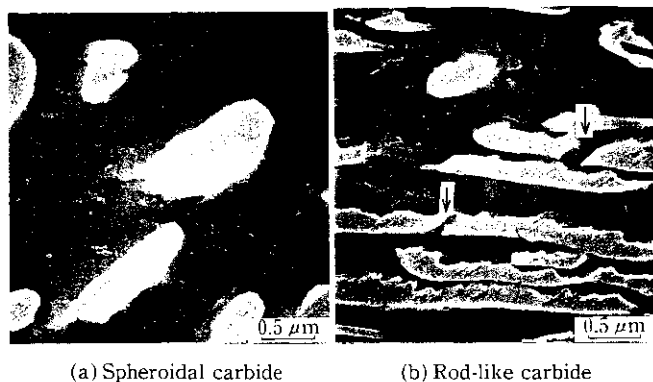


Photo 2 Electron-micrographs of the spheroidized steel A3 given an average strain of 0.62 in the cold forging test (a: No micro-crack is observed in the neighbourhood of spheroidal carbides. b: Micro-cracks are observed in the interface of the rod-like carbide and the ferrite.)

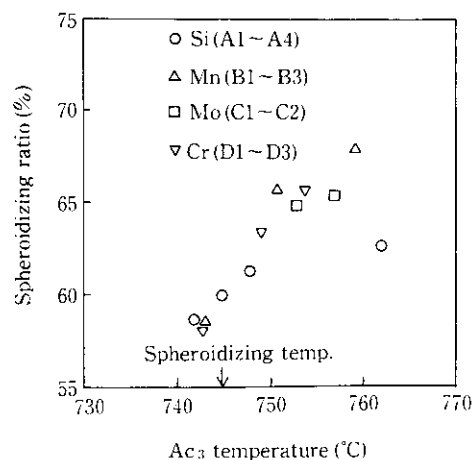


Fig. 13 Relation between A_{c3} temperature of steels and spheroidizing ratio of spheroidized steels

加量が多い場合には相対的に加熱温度が高く、オーステナイト化時の残留炭化物が少なくなったために球状化率が低下する。一方、 A_{c3} 変態点を上昇させる Mo および Si においては適正な量の残留炭化物が残存し良好な球状化組織となり、この結果 Mn, Cr および Mo の差異により限界圧縮率に差が生じたものと考えられる。

4.3 高周波焼入性に及ぼす化学成分の影響

高周波焼入性に及ぼす前組織の影響はいずれの鋼種においても認められたが、特に Cr 添加鋼において顕著であった。Photo 3 には、D3 鋼の焼入硬化層内の炭化物固溶状況を示すが、Cr 添加鋼においては球状化焼なまし状態における炭化物粒径が小さいにもかかわらず未固溶の残留炭化物が多数残存している。EDX の分析結果ではこれらの炭化物中に Cr の濃化が認められていることから、セメンタイト中の Fe が Cr と置換した $(Fe, Cr)_3C$ の形態で存在しているものと考えられる¹⁷⁾。前述したようにフェライト/セメンタイトへの合金元素の分配を検討した佐藤¹⁰⁾の結果によれば、Cr はセメンタイト中へ多量に固溶することが知られている。また、西沢¹⁸⁾、セメンタイト中に Cr が固溶して Fe と置換されることによりセメンタイトが熱的に安定となることを示した。本実験結果もこれらとよく対応し、セメンタイト中に Cr が固溶して炭化物が熱的に安定化されたため、高周波焼入のような急速加熱時において炭化物が溶解できずに焼入性が低下したのと考えられる。一方、Mn,

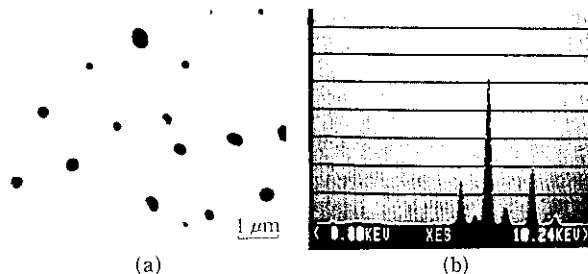


Photo 3 Electron micrograph of spheroidized steel D3 after the induction heating and quenching (a) and results of the EDX analysis of undissolved carbide (b)

Si および Mo 添加鋼については前組織の影響は Cr に比較すると軽微であった。これは、Mn, Mo がセメンタイト中に固溶するがその程度は Cr ほどこでなく、一方、Si はフェライト相に固溶する元素であることから球状化焼なまし状態においてもセメンタイトの溶解挙動にこれらの元素が影響を及ぼさないことによるものと考えられる。

5 結 言

0.53% C の高炭素鋼の冷間鍛造性および高周波焼入性に及ぼす、Si, Mn, Cr および Mo の影響について検討し、以下の知見を得た。

- (1) Si, Mn, Cr および Mo はいずれも添加量の増加に伴い冷間鍛造時の変形抵抗を増加させるが、その程度は $Si > Mn = Cr > Mo$ の順に大きい。特に、Si は 0.1% 程度の微量添加によっても変形抵抗を増加させる。
- (2) 変形抵抗を支配する要因は、フェライト相の固溶強化および炭化物の微細化である。Si はフェライト相の固溶強化により変形抵抗を増加させる。一方、Mn, Cr および Mo は固溶強化および炭化物微細化により変形抵抗を増加させるが、炭化物微細化の効果は $Cr > Mo > Mn$ の順に大きい。
- (3) Si は添加量の増加に伴って限界圧縮率を低下させる。一方、Mn, Cr および Mo 添加の場合には、限界圧縮率は炭化物形状の影響が大きく、棒状の炭化物が多く存在すると限界圧縮率は低下する。これは、棒状の炭化物が多い場合には、多数のボイドが冷間鍛造途中で形成され、これが圧縮率の増加にともなって拡大・連結し巨視的な割れにいたるものと推定される。
- (4) 高周波焼入後の有効硬化深さは、焼なまし状態においては、DI が増加するにしたがって増加する。球状化焼なまし状態においては全鋼種において焼なましの場合よりも有効硬化深さは低下するが、特に Cr 添加鋼において顕著である。これは Cr がセメンタイト中に固溶し、セメンタイトを安定化させることによるものと推定される。一方、Si, Mn および Mo は前組織の影響が小さい。
- (5) 以上の知見を有効に用いれば、冷間鍛造が困難とされてきた 0.53% C 鋼においても従来の冷間鍛造用鋼と同等な冷間鍛造性および焼入性を得られると結論できる。

参 考 文 献

- 1) 沢辺 弘, 高橋昭夫: 塑性と加工, **17** (1976) 187, 644
- 2) 阪村芳一: 特殊鋼, **29** (1980) 8, 20
- 3) 南雲道彦, 阿部泰久, 山口重裕, 大岡耕之, 赤沢正久, 中島浩衛: 製鉄研究, **274** (1972), 1
- 4) 川縁正信, 今村晴幸, 山中栄輔, 武田 了, 奥村 寛, 山口 勝: 材料とプロセス, **1** (1988) 2, 510
- 5) 星 秀夫: 特殊鋼, **33** (1984) 3, 38
- 6) たとえば, 藤倉正国: 電気製鋼, **43** (1972) 3, 149
- 7) K. Osakada, T. Kawasaki, and K. Mori: Ann. CIRP, **30** (1981) 1, 135
- 8) 邦武立郎: 第 35 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会), (1975), 24
- 9) 邦武立郎: 日本金属学会誌, **32** (1968) 2, 170
- 10) 佐藤知雄, 西沢泰二: 日本金属学会誌, **19** (1955) 6, 385
- 11) C. E. Lacy, and M. Gensamer: Trans. Amer. Soc. Metals, **32** (1944), 38
- 12) 塩崎 武, 川崎稔夫: 塑性と加工, **27** (1986) 304, 568
- 13) 川上平次郎, 山田凱郎, 加藤猛彦, 川崎稔夫: 神戸製鋼技報, **34** (1984) 1, 73
- 14) B. J. Edlesen, and W. M. Baldwin: TRANS. ASM, **55** (1962), 230
- 15) T. Gladman, B. Holmes, and F. B. Pickering: JISI, **208** (1970), 172
- 16) 中野 平, 川谷洋司, 木下修司: 鉄と鋼, **62** (1976) 1, 100
- 17) K. Bungard, E. Kunze, and E. Horn: Arch. Eisenhüttenwesen, **3** (1958)
- 18) 西沢泰二: 日本金属学会会報, **12** (1973) 6, 401