論 説

浸炭層の靱性に及ぼす合金元素の影響*

磯川憲二**, 並木邦夫**

Effects of Alloying Elements on the Toughness of Carburized Case

Kenji Isokawa and Kunio Namiki

Synopsis

Effects of alloying elements on the toughness of 0.8%C-0.7%Mn-1%Cr steel which simulate the case of widely used carburizing steel SCr 420 were studied. The application of 0.8%C steels is advantageous for evaluating effects of the alloys on the crack initiation resistance without being influenced by core properties.

The transition temperature of this steel was proved to be 150°C, and it was lowered by adding Ni, Mo, but raised by Mn adding. With increasing of Ni, Mo and Cr contents, Charpy impact energy and fracture toughness at room temperature increased, on the other hand, Mn addition showed the opposite tendency. Fracture surfaces were composed of intergranular and transgranular modes, and intergranular fracture ratio reduced with improvement of toughness. It seemed, therefore, that the toughness of high carbon layer of carburized case was controlled by the intergranular strength.

Each alloying element was found to influence the case toughness through mechanical and metallurgical factors such as hardness, austenite grain size and retained austenite content. Among them, austenite grain size seemed to show the primary effect. Steels with finer grain reduced the intergranular fracture ratio and resulted in high toughness. Furthermore, when transgranular mode was dominant retained austenite was considered to contribute to high toughness.

1. 結 言

機械構造部品の小型化，高負荷化の動向にあって，浸炭を施して用いる肌焼鋼にも高強度鋼，すなわち疲れ強さと靱性とがともに高い材料が要求されるようになった。疲れ強さについては古くよ

り多くの研究がなされ，おもに浸炭層の硬さ分布及び残留応力分布の適正化，さらに化学成分，熱処理の改善によって高強度化が図られてきた。いっぽう浸炭鋼の靱性が詳細に論じられるようになったのは比較的最近であって，Krauss¹⁾，Diesburg^{2)~6)}，Shea⁷⁾らによって浸炭鋼の衝撃特性あるいは破壊靱性が報告されてきた。すなわちミクロ組織，焼入性，主要合金元素，残留応力などの影響が検討されており，さらに浸炭層と心部の強度および靱性に関する相互作用についても指摘

昭和60年10月20日 受付

*鉄鋼協会第108回講演大会にて発表

**大同特殊鋼㈱中央研究所

されている。

ここで浸炭鋼の破壊はクラックの発生と伝播過程に分けて考えられるが、繰返し応力が負荷される実用部品では一度クラックが発生すれば停留することはほとんどなく、その後の負荷で最終破壊に至るのが普通であってクラックの発生抵抗が最も重要と考えられる。さらに硬さ分布、残留応力等の影響を除き浸炭層のマイクロ組織の影響を明らかにするため、本研究では浸炭層表層部を想定した0.8%C鋼を用い、シャルピー衝撃値および破壊靱性に及ぼす主要合金元素、Ni, Mn, Cr, Moの影響を検討した。

2. 実験方法

供試材の化学成分をTable 1に示す。SCr 420の浸炭層を想定した0.8%C-0.7%Mn-1%Cr鋼をベースとし、Ni, Mn, Cr, Moをそれぞれ3水準に変化させたものである。なおP, Sなどの不純物元素も浸炭層の靱性に影響を与えることが確認されているため⁹⁾、ここでは主要合金元素の影響のみを明らかにする目的で、これらの不純物元素量はいずれも0.003%以下とした。まずこれら9チャージを真空誘導炉で溶製した後30kg鋼塊とし、25mmの丸棒に熱間加工後、焼なましを施して、試験片の加工をおこなった。

靱性の評価はシャルピー衝撃試験および三点曲げ破壊靱性試験で行った。試験片の形状をFig. 1に示す。シャルピー試験片の切り欠きは10mmR、深さ2mmである。-196℃から400℃で試験を行いシャルピー衝撃エネルギー曲線を求めた。破壊

靱性試験片は荒加工後、熱処理を施し、研磨のち放電加工にて切欠きを加工した。さらに、パイプフォーを用い深さ2mmの疲労クラックを導入した後3点曲げ試験によって破壊靱性値を求めた。

焼入れは925℃で2h保持後油冷し、825℃で30min保持後油冷の2次焼入れを付加して行った。焼もどしは170℃で1h保持後空冷の条件で行った。

試験片のマイクロ組織観察を行い、硬さ、残留オーステナイト量を測定するとともに、試験後、走査型電子顕微鏡を用いて破面の観察をおこなった。

Charpy impact specimen

Fracture toughness specimen

Fig. 1. Geometry of test specimens.

Table 1. Chemical composition of test steels (wt.%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo
Base steel	0.81	0.24	0.70	0.002	0.001	<0.01	0.01	1.00	<0.01
1.0 Ni	0.79	0.25	0.66	0.002	0.001	1.01	<0.01	1.00	<0.01
2.0 Ni	0.79	0.25	0.69	0.003	0.001	2.01	<0.01	0.99	<0.01
0 Mn	0.79	0.25	0.02	0.003	0.001	0.02	<0.01	0.99	<0.01
1.5 Mn	0.80	0.25	1.52	0.002	0.001	<0.01	<0.01	0.99	<0.01
0.5 Cr	0.80	0.25	0.71	0.002	0.001	<0.01	<0.01	0.50	<0.01
1.5 Cr	0.78	0.25	0.61	0.003	0.002	<0.01	<0.01	1.49	<0.01
0.2 Mo	0.81	0.25	0.70	0.002	0.001	<0.01	0.01	1.01	0.20
0.4 Mo	0.80	0.26	0.69	0.003	0.001	0.02	0.02	0.99	0.40

3. 結果および検討

3.1 シャルピー衝撃特性

3.1.1 シャルピー衝撃エネルギー曲線におよぼす合金元素の影響

ベース鋼および1.5%Mn, 1.5%Cr, 2.0%Ni, 0.4%Mo鋼のシャルピー衝撃値と試験温度の関係をFig. 2に示す。上シェルフエネルギーには合金元素の影響が認められ、ベース鋼に対しNi, Moはこれを高め、Mn, Crは低下させることが判明した。なお、1.5%Mn鋼では400℃においても上シェルフエネルギーは得られなかった。上シェルフエネルギーと下シェルフエネルギーの $\frac{1}{2}$ として遷移温度を求めるとベース鋼が150℃であるのに対し2%Niおよび0.4%Mo鋼は120~130℃であり、1.5%Cr鋼はベース鋼とほぼ同等であった。ここで常温は遷移温度領域の下部あるいは下シェルフエネルギー領域と考えることができるが、わずかながら衝撃値に合金元素の影響が認められるのが特徴である。

ベース鋼について、走査型電子顕微鏡で観察し

たシャルピー衝撃破面の形態をPhoto. 1に示す。常温では粒界破壊と粒内破壊の混在する形態を呈し、さらに粒内破壊は擬へき開破壊と微細なディンプルよりなることがわかった。試験温度の上昇にともない粒界破壊は減少し200℃ではすべて微細なディンプルとなる。また、-196℃ではすべて

Fig. 2. Relation between Charpy impact value and test temperature.

Photo. 1. SEM fractographs of Charpy impact fracture surfaces of 0.8%C-0.7%Mn-1%Cr steel.

粒界破壊であった。

3.1.2 常温衝撃値におよぼす合金元素の影響

以上のように下シェルブエネルギーに近い常温でもわずかながら合金元素の影響を受けることがわかったので、実用上問題となる常温に絞ってさらに詳細な検討を行った。

Fig. 3 に常温シャルピー衝撃値とベース組成からの合金元素の増減量との関係を示す。全体的に低い値であるがばらつきは小さく合金元素の影響

Fig. 3. Effects of alloy contents on the Charpy impact value at room temperature.

Fig. 4. Regression analysis for the relation between Charpy impact value and alloy contents.

を十分に評価することができる。Ni, Cr および Mo は含有量の増加とともに衝撃値を高め、いっぽう Mn は低下させることが明らかである。これらの合金元素の影響を定量的に評価するため常温衝撃値と合金元素量の関係について線形回帰分析をおこなった。この結果を Fig. 4 に示す。回帰式の重相関係は0.932であり、さらにこの回帰式は95%の信頼度で有意と検定された。各元素の係数から単位元素量当たりの効果は Mo が最大であり Cr, Ni の順であることがわかる。

3.1.3 金属組織因子と衝撃値との相関

硬さ、残留オーステナイトおよびオーステナイト結晶粒度 (JIS) におよぼす合金元素の影響を Fig. 5 に示す。いずれもベース組成に対する合金元素量の増減で整理したものである。残留オーステナイトと硬さは逆の傾向にあり、Ni, Mn は増加するにともない残留オーステナイト量を増加させ、硬さを低めることがわかる。特に 2%Ni 鋼の残留オーステナイト量は 30% を越えている。いっぽう結晶粒度については Cr, Mo の影響が顕著であり 0.5% 未満の添加で粒度番号 2 番ほど細くなることがわかった。また Ni は 2% まで添加すれば結晶粒度の微細化に寄与することがわかる。

次にこれらの組織因子とシャルピー衝撃値との

Fig. 5. Effects of alloy contents on the hardness, amount of retained austenite and austenite grain size of 0.8% C-0.7% Mn-1% Cr steel.

Fig. 6. Effects of hardness and amount of retained austenite on Charpy impact value.

関係を調べた。Fig. 6 と Fig. 7 にシャルピー衝撃値と硬さ、残留オーステナイト、およびオーステナイト結晶粒度との関係を示す。さらに線形回帰計算の結果もあわせて示す。硬さ、残留オーステナイトと衝撃値の関係にはわずかに傾きが認められるが、重相関係数は小さく検定の結果いずれも棄却された。これに対し衝撃値の結晶粒度に対する依存性はきわめて大きく Fig. 7 は粒度番号の増大、すなわち結晶粒の微細化によって衝撃値が高くなることを示している。結晶粒度の係数は 0.29 であって、粒度番号が 3 番異なれば $1 \text{ kgf} \cdot \text{m} / \text{cm}^2$ 弱、衝撃値が変化することを示している。なお、回帰式は 95% の信頼度で有意であった。

3.1.4 破面形態

シャルピー試験片の切り欠き底、起点近傍を、走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 2 に示す。全体の様相が把握ができるよう比較的低倍で観察したものである。まずベース鋼 (0.8% C - 0.7% Mn - 1% Cr) は先に Photo. 1 に示したとおり、粒界破壊と粒内破壊が混在しているが、起点は粒界であることがうかがえる。これに対し高い衝撃値が得られた 2% Ni, 0.4% Mo, 1.5% Cr 鋼で

Fig. 7. Effect of austenite grain size on Charpy impact value.

は粒界破壊の割合が減少し、表面近傍にわずかに認められる程度である。また衝撃値の低い 1.5% Mn 鋼では粒界破壊が顕著となり、その割合が増加することが示される。

そこで起点近傍の破面観察写真を用いてポイントカウンティングにより粒界破面率を求めた。シャルピー衝撃値と粒界破面率および粒界破面率と合金元素量との関係をそれぞれ Fig. 8, 9 に示す。粒界破面率は衝撃試験片 3 本の平均値を示したものである。

Fig. 8 よりシャルピー衝撃値と粒界破面率は明らかに逆相関を示しており、粒界強度が衝撃値、すなわち浸炭層を想定した 0.8% C 鋼においてはクラック発生抵抗を支配していると考えられる。さらに合金元素との対応をみると Cr, Mo, Ni は粒界破面率を減少させ Mn は増加させることがわかる。ここで粒界強度におよぼすこれら合金元素の影響は、ひとつには結晶粒の微細化に起因す

Photo. 2. SEM fractographs of Charpy impact fracture surfaces.

Fig. 8. Relation between intergranular fracture ratio and Charpy impact value.

Fig. 9. Effect of alloy contents on intergranular fracture ratio.

ると考えられる。いっぽう、0 および 1.5% Mn 鋼および 1% Ni 鋼ではベース鋼と結晶粒度が変わらないにもかかわらず粒界破面率に変化が認められた。これは合金元素そのものが粒界強度に影響をおよぼすことを示唆するものである。

3.2 破壊靱性

Fig. 10 に破壊靱性値、 K_{IC} とベース組成からの合金元素の増減量との関係を示す。Fig. 3 に示したシャルピー衝撃値とはほぼ同様の結果、すなわち Ni, Mo および Cr は K_{IC} を高め、Mn はむしろ低下させる傾向にある。この中では Ni の影響が最も顕著であり Mo, Cr の影響は僅少である。

Photo. 3 には破壊靱性試験片の疲労クラックから 3 点曲げ試験での急速破壊に至る部分を走査型電子顕微鏡で観察した結果を示す。全体の様相のわかるように低倍で観察したものである。ベース鋼は粒界破壊と粒内破壊の混在する形態であり、これに対し 2% Ni 鋼では粒界破壊が減少することが明瞭に認められる。また同様の傾向は 0.4% Mo 鋼で認められ、いっぽう 1.5% Mn 鋼でむしろ粒界破壊が増加する傾向にある。

また破壊靱性試験片の硬さ、結晶粒度、および残留オーステナイト量を測定した結果、シャルピー衝撃試験片におけるものとはほぼ同等の値が得られた。

4. 考 察

過去にも肌焼鋼の靱性に関する研究はいくつか行われているが、それらの結果と本実験結果とを比較検討してみたい。まず肌焼鋼の靱性を支配する因子としては、硬さ分布、残留応力分布さらには結晶粒度、マルテンサイト形態、残留オーステナイトなどの組織があげられる。

本実験では浸炭層を想定して 0.8% C 鋼を用いたが、この利点としては応力分布および心部の影響を除いて浸炭層表層の組織と合金元素の影響を抽出できることである。すなわち肌焼鋼を用いて合金元素の影響を調べようとすれば焼入性の変動してしまい、その結果、硬さ分布、心部硬さ、および残留応力分布が異なり、浸炭層表層の靱性を評価するのが困難である。さらに、シャルピー試験、破壊靱性試験が容易に行えるのも利点である。

これに対し欠点としては前述した諸因子の影響を総合的に評価できないことである。特に浸炭層

Fig. 10. Effect of alloy contents on the fracture toughness of 0.8% C-0.7% Mn-1% Cr steel.

のクラック発生特性が心部の強度および靱性の影響を受けるという、いわゆる浸炭層—心部の相互作用⁵⁾、たとえば浸炭層そのものの靱性が等しくても心部の靱性が高ければクラック発生抵抗も大きいということなどは評価できないことになる。

さて Diesburg²⁾らは浸炭層の各深さまで疲労クラックを導入した試験片を用いて破壊靱性試験を行い合金元素の影響を求めている。表面から心部にかけて硬さが大きく変化しているため ASTM, E399 の試験規格を完全に満足してはいないが、破壊抵抗のパラメータとしては意味あるとしている。ここで Mn, Cr, Ni, Mo の影響については、Mo は 0.2~0.9% まで変化させても破壊靱性値を劣化させないこと、他の元素は増加にともないむしろ低下させると報告している。いっぽう浸炭材のシャルピー衝撃特性については Ni の影響が顕著であり、特に Ni—Mo の複合添加が好ましいことを示している。

これらの結果と、Ni, Mo, Cr は靱性を高め、Mn のみ衝撃値および破壊靱性値を低下させるという本実験結果との相違は下記のように考えられる。すなわち Diesburg らの結果は心部硬さが HRC 39~45 であり、浸炭層の靱性は心部硬さの影響を大きく受けていることがあげられる。たとえば Ni, Mo, Cr 等の焼入性向上元素を増加すれば心部硬さも高くなり、心部の靱性が低下することによって浸炭層もこの影響を受け、靱性が必ずしも向上しなかったものと考えられる。

Photo. 3. SEM fractographs of fracture toughness specimens.

いっぽう Shea ら⁷⁾は切欠き無し浸炭試験片と切り欠き付き焼入・焼もどし試験片を用いてシャルピー衝撃試験を行い、両者の定性的な差によってクラック発生抵抗を、後者によってクラック伝播抵抗を評価している。その結果、Niはクラック発生抵抗を高めることにより浸炭材の靱性向上に寄与するとしており、本実験結果と一致している。

また Diesburg²⁾によれば靱性はC分布、硬さ分布、および心部硬さによって決定される応力分布によって支配され、組織因子、特に残留オーステナイトは余り影響を及ぼさないとしている。つまり浸炭層表面では粒界破壊となるため、粒内に多

量に残留オーステナイトが存在しても効果がないと結論づけている。本研究ではシャルピー衝撃試験、破壊靱性試験ともに破壊形態は粒界と粒内破壊の混在する形態であって、靱性と粒界破壊への抵抗とは良い相関が認められている。すなわち結晶粒を微細化する元素 Ni, Mo, Cr は粒界破壊抵抗を高め、靱性向上に寄与するが、さらに粒内破壊が優先する場合、粒内に分布する残留オーステナイトはクラックの発生および伝播を抑制する効果を有するため Ni を増量した場合細粒化と残留オーステナイトの効果が重畳して最も高い靱性値を示したものと考えられる。

なお本実験ではMn量を0~1.5%まで変化させても結晶粒は粗大化せず、残留オーステナイト量が増加するにもかかわらず粒界破面率は増大し、靱性値は低下する傾向が認められた。これは粒界強度そのものにMnが影響を及ぼしていることにはかならない。従来より中炭素強靱鋼の低温焼もどしにおいて衝撃値の谷として認められる焼きもどしマルテンサイト脆性は、粒界破壊をとまなうことから、オーステナイト化時にP, S, Sbなどの不純物が粒界に偏析してこれを脆化させるため生ずると考えられている^{9)~12)}。さらにこうした不純物元素の偏析に及ぼす第3元素の影響についても調べられており、Pを0.005%以下に低減した清浄鋼でもSi, Mnを増加すればPの偏析が助長されることが指摘されており¹³⁾、本実験におけるMnの影響についてこうしたことがひとつの原因と推測される。

5. 結 言

SCr 420の浸炭層を想定した0.8%C-0.7%Mn-1%Cr鋼をベースとし合金元素Mn, Cr, Ni, Moの影響をしらべ下記の結論を得た。

- (1) 0.8%C-0.7%Mn-1%Cr鋼の遷移温度は150℃であり、常温は遷移温度領域の下限に相当する。Ni, Moは遷移温度を低下させMnは高める。
- (2) Ni, Mo, Crは常温におけるシャルピー衝撃値を高め、いっぽうMnは低下させる。破壊靱性試験においても同様の結果がえられた。
- (3) 衝撃値と破壊靱性値の高いものほど粒界破面率は減少し、浸炭層すなわち高C鋼の靱性はおもに粒界強度によって支配されることがえられる。
- (4) 各合金元素は硬さ、オーステナイト結晶粒度、残留オーステナイトの因子を通して靱性に影響を与えるが、この中では結晶粒度の影響が最も大きく、結晶粒度の細かいほど粒界破面率が減少して

靱性が高くなることが判明した。

- (5) さらに粒内破壊が優先する場合、残留オーステナイトも靱性向上に寄与すると考えられる。

最後に本研究に当り、御指導、御支援を頂いた大同特殊鋼㈱取締役中央研究所所長 加藤哲男工学博士に謝意を表します。

(文 献)

- 1) G.Krauss: Metall. Trans. A, **9A** (1979), 1527
- 2) Y.E.Smith and D.E.Diesburg: Metal Prog., **115** (1979), May 68
- 3) D.E.Diesburg and Y.E.Smith: Metal Prog., **115** (1979), June 35
- 4) D.E.Diesburg and Y.E.Smith: Metal Prog., **116** (1979), July 67
- 5) D.E.Diesburg and G.T.Eldis: Metall. Trans. A, **9A** (1978), 1561
- 6) D.E.Diesburg: SAE Technical Paper Series, **780771** (1978)
- 7) M.M.Shea: SAE Technical Paper Series, **780772** (1978)
- 8) 並木, 磯川: 鉄と鋼, 投稿中
- 9) C.L.Briant and S.K.Banerji: Metall. Trans. A, **10A** (1979), 123
- 10) C.L.Briant and S.K.Banerji: Metall. Trans. A, **10A** (1979), 1729
- 11) S.K.Banerji, C.J.McMahon Jr., and H.C.Feng: Metall. Trans. A, **9A** (1978), 237
- 12) J.P.Materkowski and G.Krauss: Metall. Trans. A, **10A** (1979), 1643
- 13) N.Bandyopadhyay, J.Kameda and C.J.McMahon Jr.: Metall. Trans. A, **14A** (1983), 881