

6691574-1943-19456:5374.019:621.785.4
オーステナイト系高 Mn 鋼の変態および

衝撃特性におよぼす合金元素の影響*

鈴木 章**・高田 寿***・牧岡 稔***・後藤督高**

Effect of Alloying Elements on the Transformation and
Impact Property of Austenitic High Manganese Steels

Akira SUZUKI, Hisashi TAKADA, Minoru MAKIOKA and Tadataka GOTOU

Synopsis:

The 13% Mn steel are widely used for abrasion resisting materials. The effects of various alloying elements have been examined with regard to increasing the mass and the operating life of the material. In the present investigation four types of commercial steels were chosen and the effects of C, Mn and Cr in 13% Mn, of Mo in 13% Mn-%Cr, of C, V and Ti in 12%Mn-2%Mo, and of Mn and Mo in 7%Mn-2%Cr on the isothermal transformation characteristics and their influence on impact properties were examined. The results are summarized as follows:

1) The increase of C accelerates the formation of carbide and other transformation products, and in the excess of 1.2%C acicular carbide forms. Impact values are much reduced by this acicular carbide and pearlitic constituent, but less reduced by grain boundary carbide.

2) Decreasing Mn content below 10% promotes the formation of pearlitic constituent, which causes the loss of impact values, but in the range of 10~15% Mn hardly affects the properties.

3) The addition of 2% Cr accelerates the precipitation of grain boundary carbide, but decelerates the precipitation of grain boundary carbide, but decelerates the formation of pearlitic constituent.

Thus Cr is effective in minimizing the loss of impact values due to grain boundary carbide.

4) Within 1%, Mo decelerates the formation of pearlitic constituent. Therefore Mo, when added together with Cr, is effective in improving the toughness of heavy section parts.

5) The addition of 0.1%V and 0.2%Ti slightly decelerates the formations of carbide and pearlitic constituent.

(Received Jan. 25, 1969)

1. 緒 言

オーステナイト系高 Mn 鋼はすぐれた加工硬化性を有し、非硬化部はそのじん性が非常に高いためにショベルあるいはクラッシャー部品などの苛酷な打撃を伴う摩耗を生ずる分野に広く用いられている。しかしながら近年これらの機械は大形化の傾向をたどり、厚肉製品ではいわずに水じん処理を施しても炭化物などの析出が多くなり、じん性の劣化が憂慮される。したがって大形厚肉製品においてじゅうぶん高いじん性を確保するためには、熱処理条件のみでは解決できず、有効な合金元素を適切に添加する必要がある。

本高 Mn 鋼における種々の合金元素と熱処理特性および物理的、機械的性質の関係についてはこれまで多くの報告^{1)~7)}があり、著者らも 2, 3 の研究^{8)~10)}を行なってきたが、そのほとんどは基本的な単一元素の影響が調べられているにすぎない。

本報告では、合金元素の複合添加を主体として、13% Mn 鋼 (Hadfield 鋼) をはじめとし、近年多用されるようになった 13%Mn-2%Cr, 7%Mn-2%Cr および 12%Mn-2%Mo 鋼を対象として、各種合金元素の恒温変態における変態生成物の析出およびじん性におよぼす影響を調査したので報告する。

2. 実験材および実験方法

2.1 実験材

実験材の鋼種系は 13%Mn, 13%Mn-2%Cr, 7%Mn-2%Cr および 12%Mn-2%Mo 系の 4 系列に分け、それぞれの化学成分を Table 1 に示す。

合金元素の変化は各鋼種系において異なり具体的には

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表

昭和44年1月25日受付

** (株)神戸製鋼所中央研究所

*** (株)神戸製鋼所鍛造鋼技術部

Table 1. Chemical composition of specimens.

Steels		Chemical composition (%)									
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti
13Mn series	0.95C-11Mn	0.93	0.29	11.32	0.038	0.009	0.22	0.43	—	—	—
	0.95C-14.5Mn	0.94	0.34	14.41	0.041	0.010	0.11	0.11	—	—	—
	1.25C-11Mn	1.27	0.51	11.17	0.039	0.011	0.10	0.10	—	—	—
	1.25C-14.5Mn	1.27	0.53	14.49	0.046	0.010	0.09	0.10	—	—	—
	0.95C-13Mn-2Cr	0.99	0.57	13.02	0.040	0.011	—	1.93	—	—	—
13Mn-2Cr series	13Mn-2Cr	1.11	0.52	12.44	0.025	0.004	0.03	2.13	—	—	—
	13Mn-2Cr-0.5Mo	1.09	0.60	12.05	0.020	0.003	0.04	2.07	0.60	—	—
	13Mn-2Cr-1Mo	1.12	0.57	12.73	0.024	0.004	0.04	2.13	0.99	—	—
12Mn-2Mo series	12Mn-2Mo-1.15C	1.13	0.54	13.51	0.022	0.006	0.05	0.04	1.94	—	—
	12Mn-2Mo-1.25C	1.23	0.45	13.12	0.025	0.006	0.04	0.07	2.01	—	—
	12Mn-2Mo-1.45C	1.44	0.52	13.51	0.025	0.006	0.03	0.05	1.98	—	—
	12Mn-2Mo-1.25C-V-Ti	1.26	0.50	13.32	0.023	0.005	0.06	0.06	1.97	0.12	0.19
	12Mn-2Mo-1.45C-V-Ti	1.45	0.54	13.90	0.026	0.006	0.03	0.25	1.97	0.11	0.18
7Mn-2Cr series	6Mn-2Cr	1.05	0.69	6.11	0.021	0.009	0.05	2.24	—	—	—
	7Mn-2Cr	1.08	0.72	7.13	0.020	0.007	0.03	2.28	—	—	—
	8Mn-2Cr	1.09	0.72	8.22	0.020	0.008	0.04	2.27	—	—	—
	7Mn-2Cr-0.3Mo	1.10	0.77	6.92	0.020	0.008	0.05	2.27	0.28	—	—
	7Mn-2Cr-0.6Mo	1.13	0.76	6.98	0.019	0.008	0.06	2.27	0.57	—	—

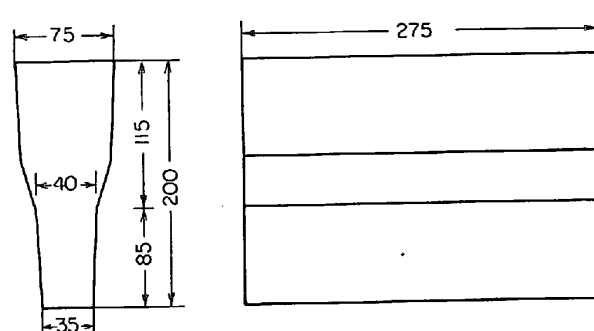
Cを13Mn系においてHadfield鋼の上, 下限として0.95および1.25%, さらに12Mn-2Mo系において1.1~1.5%間に, Mnを13Mn系においてその上, 下限として11~14.5%, さらに13Mn-2Crおよび7Mn-2Cr系において6~13%の範囲に変えた。またCrを13Mn系に2%加え, Moは13Mn-2Cr系および7Mn-2Cr系において1%まで加え, Ti, Vを12Mn-2Mo系において0.2%および0.1%をそれぞれ添加した。このように合金元素を種々の鋼種系に対して変化させることにより, 複合添加および各鋼種系の特性におよぼす影響を明らかにしようとするものである。これらはすべて塩基性100KVA高周波炉により溶解した後, 13Mn系は40kg丸型鋼塊および通常の舟型鑄塊, また他の系列はその凝固条件を製品実体に近似させる目的から大形の舟型鑄塊に鑄造した。40kg鋼塊は15mm角材に鍛伸し用いた。Fig. 1に舟型鑄塊の形状を示す。

2.2 実験方法

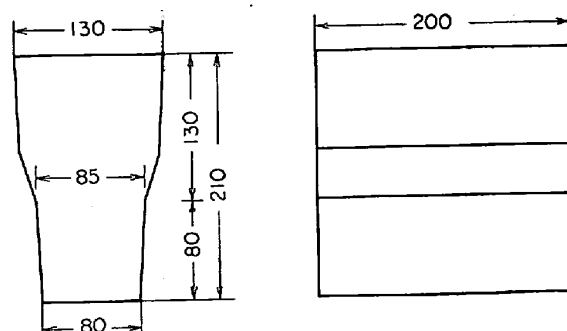
オーステナイト化後の冷却過程における析出物の析出挙動を明らかにするために, 厚さ5mmの薄片を用いて恒温変態処理を行なった。

オーステナイト化温度は各鋼種系により異なるが, あらかじめ炭化物が十分溶け込む温度を調べて決めた。13Mn系では, Crを含まないものは1050°C, Crを含むものは1150°C, 13Mn-2Cr系は1100°C, 7Mn-2Cr系は1150°C, 12Mn-2Mo系は前もって600°C×12hr

のパーライト化処理¹¹⁾¹²⁾を施した後1000°Cを採用し, 各10~30minソルトバス中で保持した。恒温保持温度は変態生成物などの析出nose近傍を中心として500~650°C間を選び, 10sec~4hrにわたって鉛溶槽中で保



a) Small type



b) Large type

Fig. 1. Test block mold cavity.

持後水冷した。これらは光学顕微鏡による観察およびカタサ測定により炭化物あるいはパーライトの析出開始時

間を求めた。このパーライトについては種々の表現がなされているが nodular な形状でその内部はラメラな部分も認められることから単にパーライトと呼ぶことにした。

機械的性質はとくに問題となるじん性に対してシャルピー衝撃値により比較検討することとし、15 mm 角材を用いて炭化物およびパーライトの現出する曲線の nose 附近の温度として 600°C または 625°C を選び種々の時間恒温保持したものについて、JIS 4 号衝撃試験片 (V ノッチ 2 mm 深さ) を製作し実験に供した。なお試験片のノッチの加工はダイヤモンドを含む砥石を高速回転させることにより行なつた。

3. 実験結果および考察

3.1 恒温変態特性について

3.1.1 C の影響

C の恒温変態における析出開始時間におよぼす影響は、13Mn 系の Mn 11% および 14.5% を含む鋳鋼および鍛鋼について 0.95 および 1.25% に、また 12Mn-2Mo 系について 1.15 ~ 1.45% に変えており、その結果を Fig. 2 ~ 5 に示す。

これらの図からいずれの場合も C 含有量は低いほうが粒界炭化物およびパーライトの現出が長時間へ移行しており、またこれら両者の中間に現われる針状炭化物は C 含有量の低い場合には認められない。C 含有量が高い場合にはまず初めに析出する粒界炭化物はきわめて短時間に起こり、13Mn 系では 0.95C 材が 2 min 程度であるのに対して、1.25C 材ではわずか 10 sec ですでに析出している。またその nose の温度は 0.95C 材では 550~600°C であるのに対して、1.25C 材では 10 sec 以下の短時間保持によらなければ明らかでないが 650°C 以上と思われ、これまでの多くの報告^{1)~7)}から推測すると 650~700°C と考えるのが妥当のようである。

針状炭化物の析出は、13Mn 系では 0.95C 材では全く認められず 1.25C 材において析出しており、また 12Mn-2Mo 系においても 1.25% 以上の場合に認められている。この針状炭化物の析出する 1.25C 材と 1.45C を比べると、析出開始時間の遅い 1.25C 材のほうがその nose は低温度側にあり、その後現出するパーライトの nose よりも下方に位置している。パーラ

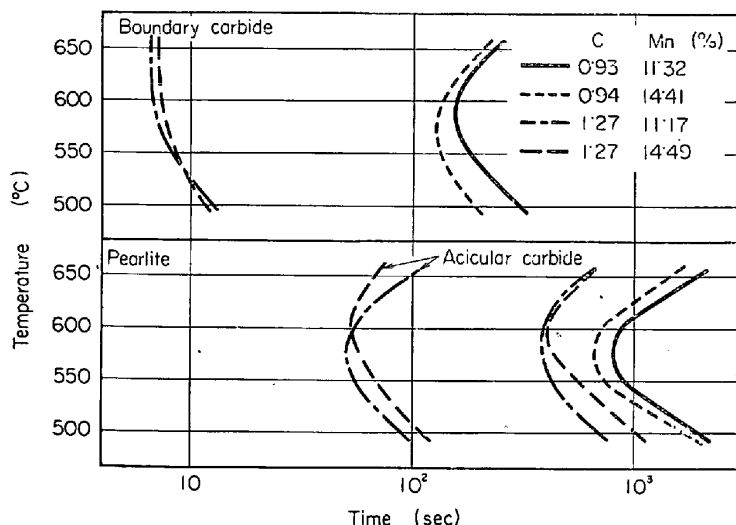


Fig. 2. Effect of C and Mn on the beginning of isothermal transformation of 13Mn cast steels.

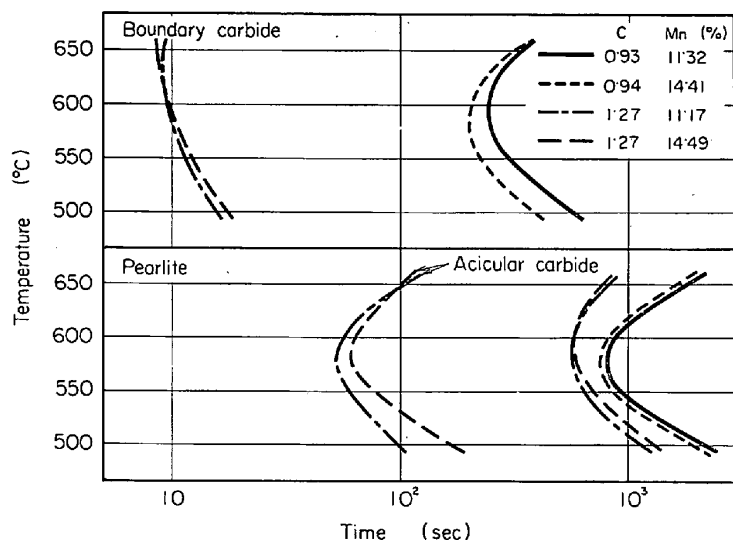


Fig. 3. Effect of C and Mn on the beginning of isothermal transformation of 13 Mn forged steels.

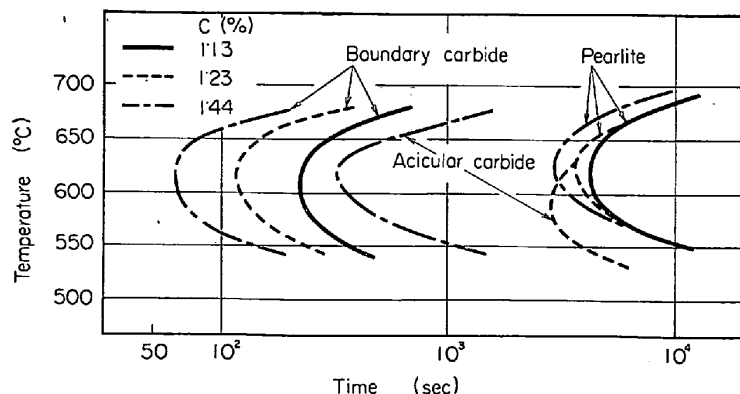


Fig. 4. Effect of C on the beginning of isothermal transformation of 12Mn-2Mo cast steels.

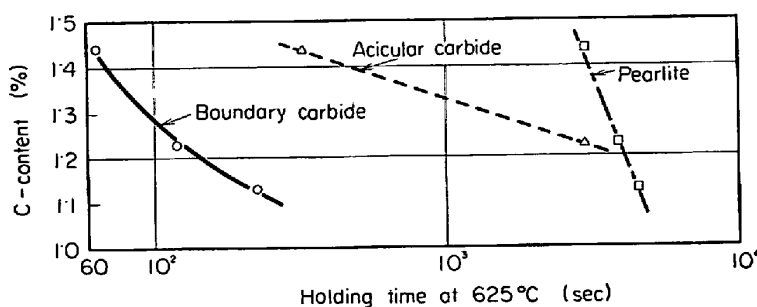
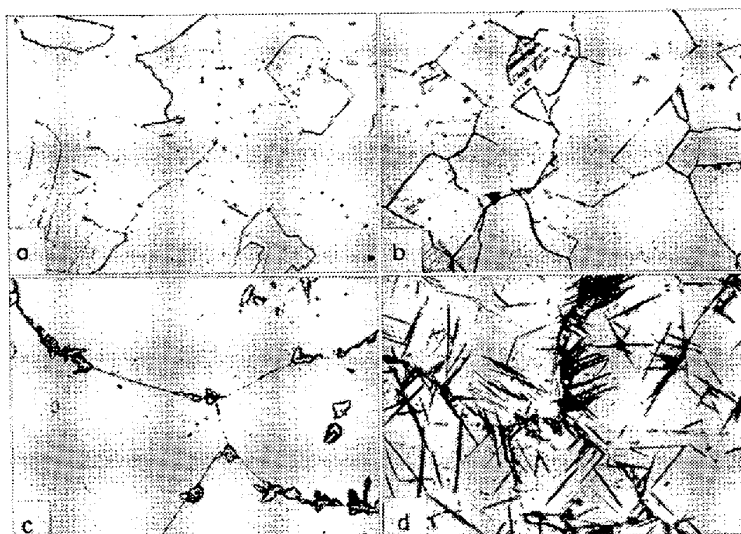


Fig. 5. Effect of C-contents on the isothermal carbide and pearlite formations in 12Mn-2Mo cast steels.



a. 0.95C-11Mn forged steel. 1050°C→600°C×10sec→water cooled
b. 0.95C-11Mn forged steel. 1050°C→500°C×30min→water cooled
c. 0.95C-11Mn cast steel. 1050°C→550°C×2hr→water cooled
d. 1.25C-11Mn cast steel. 1050°C→550°C×8min→water cooled

Photo. 1. Examples of isothermal transformation microstructure of 13% Mn steel. ×100(4/5)



Photo. 2. Example of pearlitic nodular carbide precipitated. ×1000(1/2)

イトの現出はC含有量の低いほど長時間となるほか、その nose の温度もわずかながら低下する傾向にある。

このC含有量の影響についてはこれまで C. COLLETTE¹⁾および F. J. MARATRAY¹¹⁾が 13Mn および 12Mn-2Mo 鋼においてCの低下は析出を遅らせ、また今井⁷⁾は 13Mn 鋼でその遅延とともに析出温度域を低下

させることを認めている。したがってこれらと本実験結果によつてこの種高 Mn 鋼では Mo などの特殊元素の含有に関係なく、C含有量の低下は各種析出物の析出を遅延させしかも低温度側へ下げる作用があるといえる。

13Mn 系について実験した鑄造材と鍛造材を比べると、Fig. 2 および Fig. 3 の比較によつて明かなように各析出物ともその析出開始は鑄造材のほうが短時間で起こっている。これは結晶偏析など諸元素の不均質性が鑄造材で著しいことによるものと考えられる。

Photo. 1 は 13 Mn 系の代表的なミクロ組織を示したもので、鍛造材は鑄造材に比べて結晶粒が細かいこと以外にはその形態などは変わらず、また C, Mn および Cr の含有量によつてもなんら変化がないので省略する。Photo. 2 は前述した粒状炭化物がラメラ状のパーライトの形態を示す一例である。

3.1.2 Mn の影響

Mn の析出におよぼす影響は、その量が少なくなるとオーステナイトは不安定になることが考えられ、H. S. AVERY¹³⁾は 13% から 11% に減ざると 371°C の保持の場合著しく短時間で炭化物が析出したことを示している。しかしながら本実験で行なつた 500~650°C 間においては、13Mn 系の 11% および 14.5% の間では Fig. 2 および 3 に示したように各析出物ともほとんど差異が認められない。

一方 7Mn-2Cr 系において Mn 含有量を 6~8% に変えた場合には、本実験範囲では粒界炭化物はその析出が非常に短時間で起こり、針状炭化物は析出していないので、パーライトの現出のみを比較すると Fig. 6 のようになり、Mn 含有量の少ないほど短時間で起こっている。しかしその nose の温度には変化がない。

このように 7Mn-2Cr 系では Mn 含有量の影響が認められるので、同一量の C(1.10%) および Cr を含む 13Mn-2Cr 系と比較すると、8Mn-2Cr 鋼ではパーライトの現出が 2 min で起こるのに対して、13Mn-2Cr 鋼のそれは (Fig. 8) 5 min 程度を要する。これらのことから Mn 含有量のパーライトの現出におよぼす影響は、10~15%の比較的多量の場合にはほとんど認められないが、10%以下に少なくなるとその影響が明りように認められるようになり、その場合 Mn 含有量の減少につれてパーライトが短い保持時間で現出する。

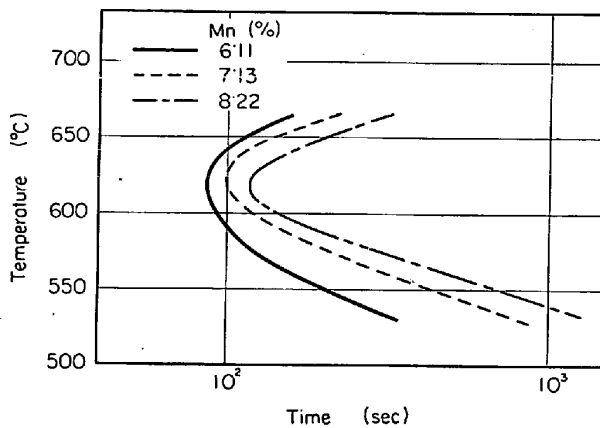


Fig. 6. Effect of Mn on the beginning of the isothermal pearlite formation of 7Mn-2Cr cast steels.

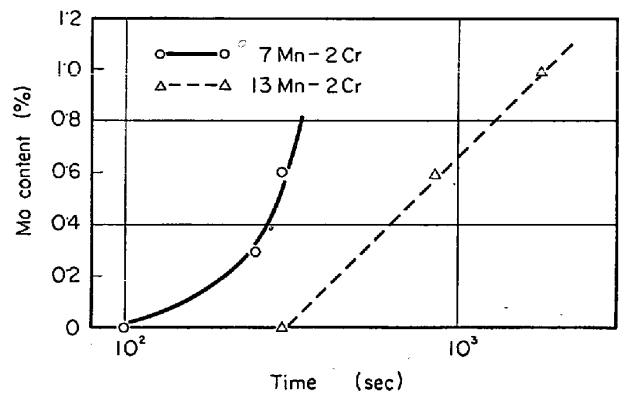


Fig. 9. Effect of Mo contents on the isothermal pearlite formation in high-Mn cast steels.

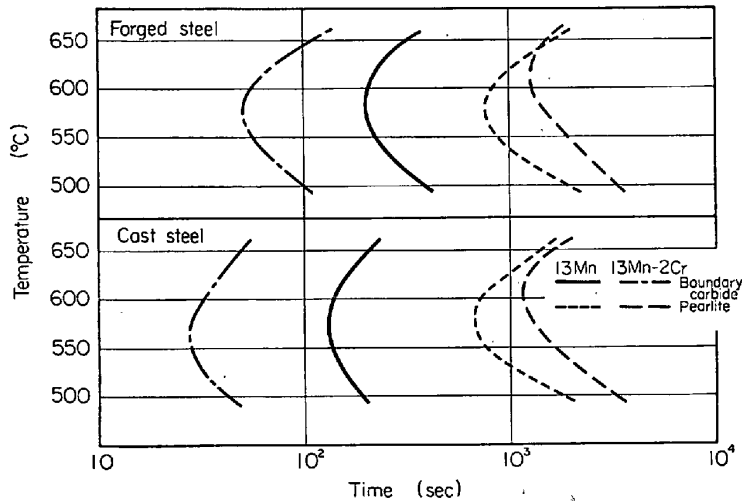


Fig. 7. Effect of Cr addition on the beginning of the isothermal transformation of 0.95C-13Mn steels.

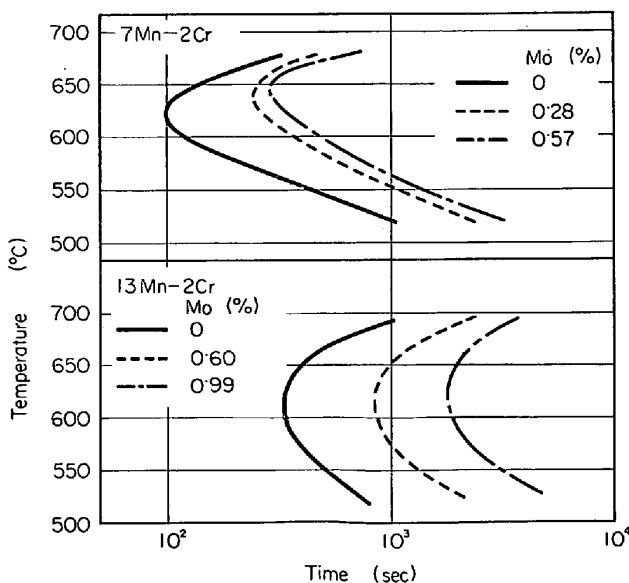


Fig. 8. Effect of Mo on the beginning of the isothermal pearlite formation in 7Mn-2Cr and 13Mn-2Cr cast steels.

3.1.3 Cr の影響

Fig. 7 に 13Mn-Series における 0.95C 材の Cr 2% 添加による影響を示す。Cr は強度は増すが¹³⁾析出物の析出には大きな影響がない¹¹⁾といわれている。しかしながら Fig. 7 によれば、オーステナイト化温度が 13Mn 鋼では 1050°C、13Mn-2Cr 鋼では 1150°C と異なるが、Cr の添加によつて粒界炭化物の析出は短時間側へ移行する反面、パーライトの現出は長時間側へ移っている。またこれらの析出 nose の温度は粒界炭化物の場合には 550~600°C 間にあり変わらないが、パーライトのそれは Cr の添加によつて 550~600°C から約 50°C 上昇する。

鋳造材と鍛造材の差を 13Mn-2Cr 鋼についても調べ Fig. 7 に示したが、13Mn 鋼の場合と同様鋳造材のほうが少し析出開始が短時間である。

3.1.4 Mo の影響

Mo については 7Mn-2Cr 鋼に 0.6% までを、13Mn-2Cr 鋼に 1% までをそれぞれ添加し、パーライトの現出におよぼす影響について調べた。7Mn-2Cr 鋼においては Fig. 8 に示すように Mo の添加はパーライトの現出を遅らせるとともに、その nose の温度を高温側へ移動させ、0.3% 程度の少量添加の場合でもその効果が明りようである。また Mo 添加量の多い 13Mn-2Cr 鋼においても同様にパーライトの現出が長時間側へ移行している (Fig. 8, 9)

Mo の添加によるミクロ組織の変化は、13Mn-2Cr 鋼に少量添加した場合、すなわち 13Mn-2Cr-1Mo 鋼と 13Mn 鋼とを比べると、炭化物などの析出状態にはなら変わる点が認められないのでここではその組織写真を省く。

しかしながら Mo は 13Mn 鋼に、しかも 2% 程度加

えると炭化物の析出状態はかなり異なってくる。Photo. 3 は 12Mn-2Mo 鋼のミクロ組織を示したもので、Photo. 1 の 13Mn 鋼との比較において観察すると、1000°C からの水じん状態ですでに結晶粒界にかなり大きい炭化物が残存している。この炭化物は鑄造時に生成した 1 次炭化物で、 M_6C 系の複合炭化物と推測され、これはオーステナイト化温度を 1100°C に高くしてもなお完全に溶け込まない。¹⁰⁾ またその 1 次炭化物の近辺に微細な炭化

物が存在しているが、これはオーステナイト化処理前に施した 600°C × 12hr のいわゆる パーライト化処理¹⁰⁾ によつて析出した炭化物が未溶解のまま残留したものである。この微細な炭化物は粒状を呈し、オーステナイト化温度が 1050°C になると再び溶け込む¹⁰⁾。12Mn-2Mo 系の析出物は針状炭化物およびパーライトは 13Mn 系と変わるところがないが、粒界炭化物のみはオーステナイト結晶粒界のほか、その亜粒界らしき部分にも析出しているようである。これは残留した炭化物が核作用をなすことが考えられる。

F. J. MARATRAY¹⁰⁾¹²⁾らは 13Mn および 6Mn 鋼について、Mo が針状炭化物の析出を遅延させるとともに低温度側へずらし、またパーライトの現出を長時間かつ高温側へ移行させることを認めている。以上のことから前項までに述べた C の低減および Cr の添加効果に加えて、さらに Mo を添加することにより大きい mass のものを水じんした場合の有害な析出物の現出をより大きく抑制することができる。

3.1.5 Ti および V の影響

C を 1.25 および 1.45% 含む 12Mn-2Mo に Ti 0.2%, V 0.1% を複合添加し、析出物の析出開始におよぼす影響を調べた。その結果、Fig. 10 に示すように粒界炭化物、パーライトよりも針状炭化物の場合に最も明りように析出抑制効果が認められるが、析出 nose の温度はいずれも変化がない。

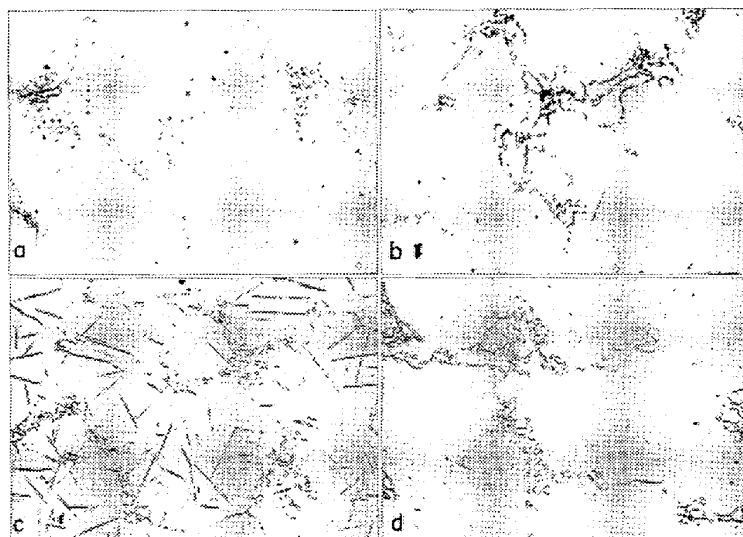
Ti および V の影響については、今井ら⁹⁾は 13Mn 鋼にそれぞれ単独に添加し、両元素とも 700°C 以上の温度域では析出を促進させるが、Ti は 400°C 程度の低温度になると針状炭化物の析出を遅らせることを示している。本実験のように Ti および V を複合添加した場合には、これら元素の効果が重畳されるが、ミクロ組織にはとくに著しい変化を認めなかつた。Photo. 4 はその一例を示すが、いずれも Photo. 3 の Ti, V を加えないものに比べて析出量が少ないことが明らかである。

3.2 衝撃性質について

3.2.1 C の影響

13Mn および 12Mn-2Mo 系について恒温保持時間に対する衝撃値と C 含有量との関係調べた結果は Fig. 11~13 に示すとおりである。

13Mn 系においては C 含有量を 0.95% および 1.25% に変えたが、溶体化処理状態の衝撃



a. 1000°C → water cooled
b. 1000°C → 625°C × 4min → water cooled
c. 1000°C → 550°C × 4hr → water cooled
d. 1000°C → 650°C × 1.5hr → water cooled

Photo. 3. Examples of isothermal transformation microstructure of 12%Mn-2%Mo-1.25%C cast steel. ×100(4/5)

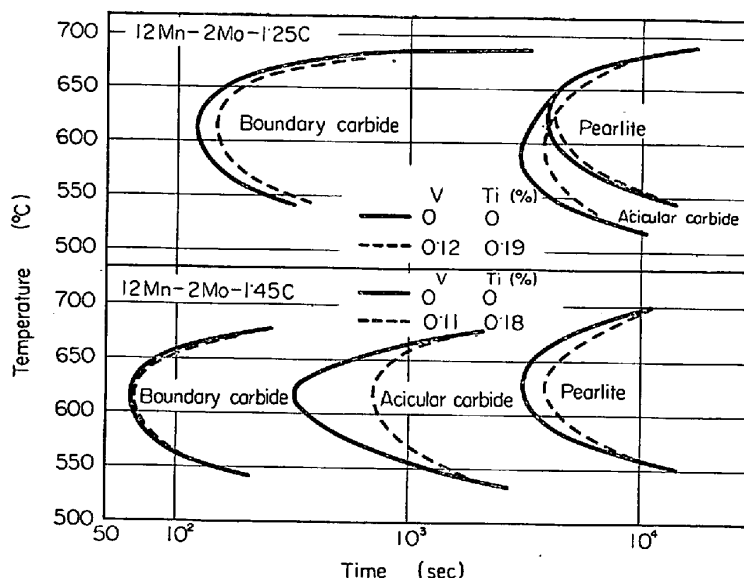


Fig. 10. Effect of V and Ti additions on the beginning of the isothermal transformation of 12Mn-2Mo cast steels.

値は両者ほとんど差が認められず、25~30 kgm/cm² のきわめて高い値を示す。しかしながら恒温変態を行なうと、その保持時間が長くなるにつれて衝撃値は低下するが、1.25C 材のほうが0.95C 材よりも短時間で低下が起り、(Fig. 11, 12) 3.1.1 で述べた種々の析出開始曲線の傾向とよく一致する。すなわち 1.25C 材において 100 sec 付近に生ずる衝撃値の著しい低下は、針状炭

化物の析出によるものであり、また針状炭化物の析出しない 0.95C 材ではパーライトの現出する 1000 sec 近傍において低下している。(Fig. 2, 3) したがって衝撃値の低下は針状炭化物およびパーライトの現出によつて著しく、粒界炭化物の場合には比較的軽微であることがいえる。

一方 12Mn-2Mo 系において 1.15~1.45% に変化さ

せたC含有量の影響は、Fig. 13 に示すように溶体処理および恒温変態処理状態ともC含有量が多くなるにつれて衝撃値は低下する。また恒温変態保持時間に対する衝撃値の低下は、C含有量の最も少ない 1.15% C 材が高C材よりもかなり長時間にわたつて高い値を示しておりこれは針状炭化物が本保持温度では析出しないことに基因する。Fig. 14 は C 含有量と衝撃値との関係を 12Mn-2Mo 系の代表的な熱処理条件について示したもので、C含有量の増加によつて衝撃値が低下する傾向が明らかであるが、溶体化処理状態のものも同様な傾向にあることは、13Mn 系と比べ特異な現象といえる。この現象に対しては、溶体化処理状態において残留する 1 次炭化物の量あるいは形態の差異が考えられるが、光学顕微鏡による観察では明りような差は認められなかつた。

3.2.2 Mn の影響

Mn 含有量の衝撃値におよぼす影響は、まず 13 Mn 系において 11% および 14.5% に変えた場合の恒温変態保持時間に対する衝撃値を Fig. 11 お

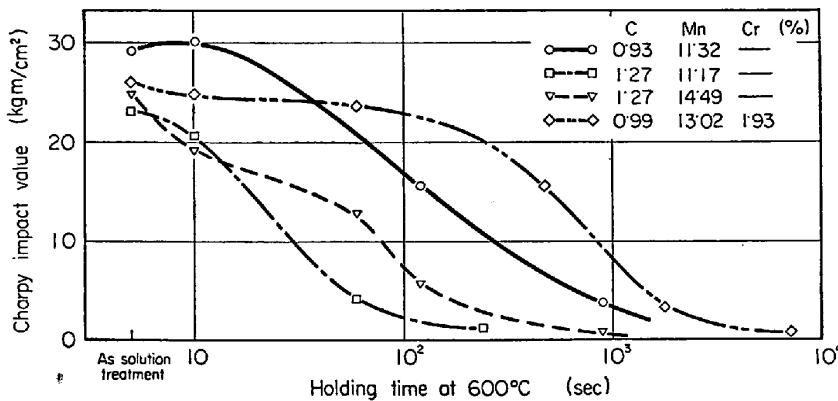


Fig. 11. Variation of impact value with the isothermal holding time in 13Mn cast steels.

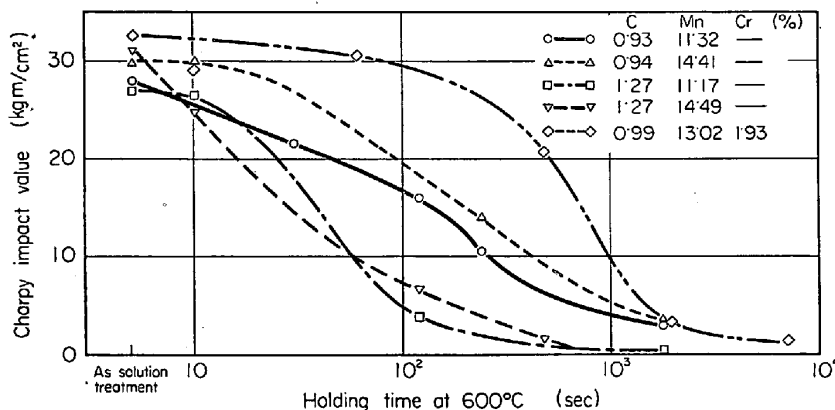


Fig. 12. Variation of impact value with the isothermal holding time in 13Mn foeged steels.

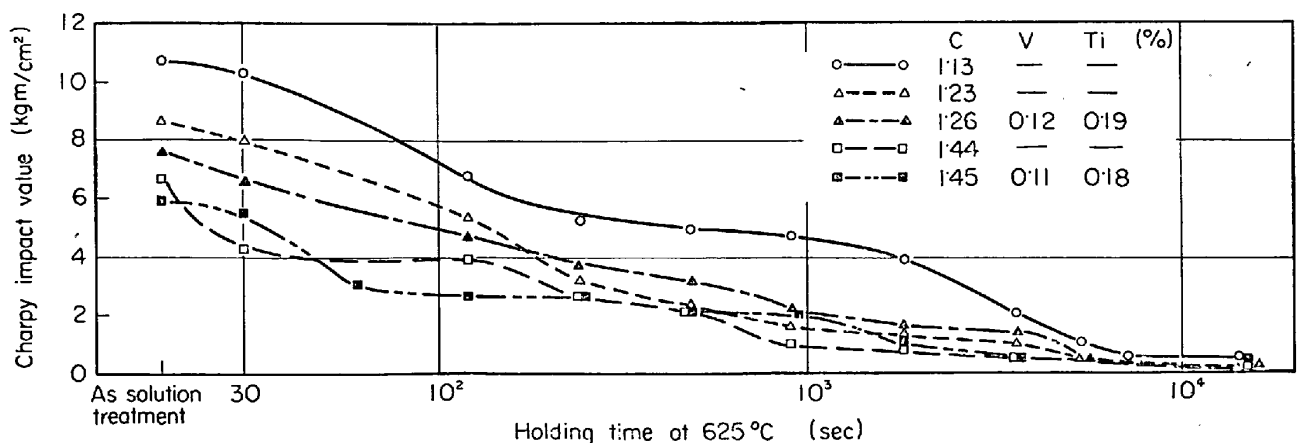


Fig. 13. Variation of impact value with the isothermal holding time in 12Mn-2Mo cast steels.

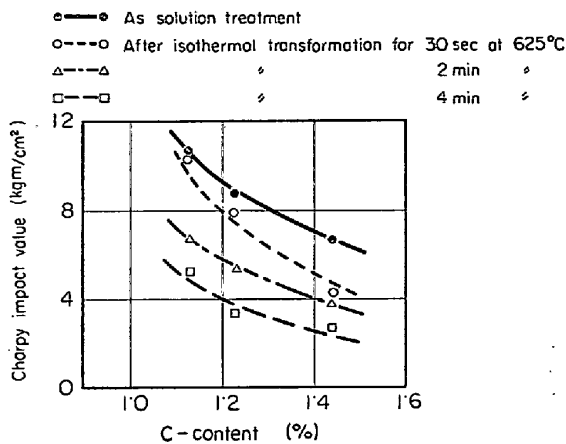


Fig. 14. Effect of C contents on the impact value in 12Mn-2Mo cast steels.

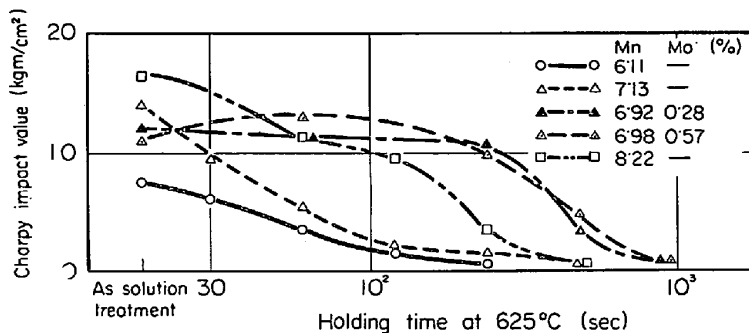
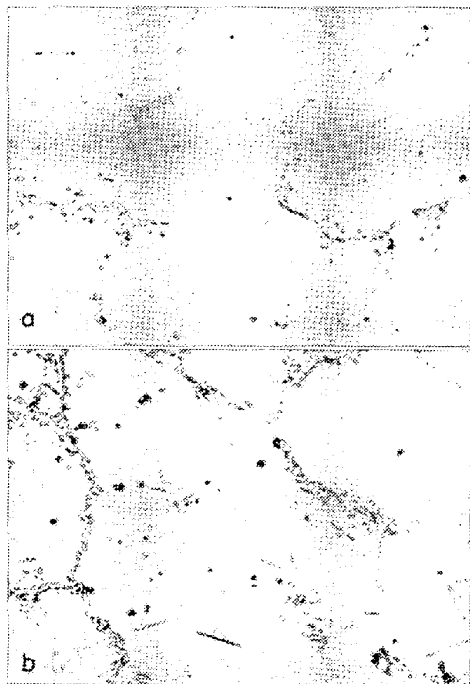


Fig. 15. Variation of impact value with the isothermal holding time in 7Mn-2Cr cast steels.



a. 1000°C→625°C×4 min→water cooled
b. 1000°C→550°C×4 hr→water cooled

Photo. 4. Examples of isothermal transformation microstructure of 12% Mn-2% Mo-1.25% C-V-Ti cast steel. ×100

よび 12 に示した。これらの図から溶体化処理状態および恒温保持時間の増加による衝撃値の低下については差異が認められない。すなわちこの範囲の Mn 含有量においては、析出物の析出開始に差がみられなかったのと同様、衝撃値に対しても影響がない。

しかしながら 7Mn-2Cr 系において Mn 含有量を 6～8% に変えた場合には、Fig. 15 に示すようにその含有量が少なくなるにつれて衝撃値の低下が短時間の保持で起こり、恒温変態曲線 (Fig. 6) で認められたパーライトの開始時間の傾向とよく一致する。

以上のように Mn 含有量の影響はその範囲において異なるので、代表的な熱処理条件について高 Mn-2Cr 系における衝撃値と Mn 含有量との関係とを求めると Fig. 16

のようになる。衝撃値は Mn 含有量 10～15% 間では前述の 13Mn 系において変わらないので 13Mn-2Cr 鋼の値をプロットし直線とすると、ほぼ 10% 以下ではその含有量の減少につれて低下するように描かれる。しかもその低下は溶体化処理状態においてもかなり顕著であることが注目される。

3.2.3 Cr の影響

13Mn 系に Cr 2% を添加した効果は、Fig. 11 および 12 の 0.95 C 材によつて比較すると、恒温保持時間の増加に伴う衝撃値の低下が著しく長時間側へ移行している。この衝撃値の変化を析出物の析出開始曲線 (Fig. 7) と関連づけると、パーライトの現出によつて衝撃値の低下が起こっており、粒界炭化物の析出によつてはほとんど低下しないことが認められ、これも Cr の添加効果の一つと思われる。すなわち、粒界炭化物の析出状態での衝撃値は、Cr を含まない 0.96C-11Mn および 0.95C-14.5Mn 鋼では溶体化処理状態に比べてかなり低下するのに対して、0.95C-13Mn-2Cr 鋼ではその低下がほとんどみられず、非常に高い値を示している。このように 13Mn-2Cr 鋼が粒界炭化物の析出状態においてもなお高い衝撃値を保持することは、Fig. 17 の 1.1C-13Mn-2Cr 鋼の衝撃値曲線 (粒界炭化物析出状態は Fig. 8 参照) によつても明らかである。

3.2.4 Mo の影響

衝撃値におよぼす Mo 添加量の影響は、7Mn-2Cr 鋼に 0.6% までを、また 13Mn-2Cr 鋼に 1% までを添加して調べた。その結果は Fig. 15 および 17 に示すように、両鋼種の場合とも溶体化処理状態ではその衝撃値に影響がないが、恒温保持した場合にはその保持時間の

増加に伴う衝撃値の低下を著しく遅延させ、その低下する保持時間はパーライトの現出する時間とよく一致する。(Fig. 8)

この Mo の効果を代表的な熱処理条件についてまとめると Fig. 18 および 19 のように示され両鋼種の場合とも含有量の増加に対してほぼ直線的に衝撃値が増大している。とくに 7Mn-2Cr 鋼についても同様の効果が得られたことは、析出物の存在によりかなり低い衝撃値の場合においても、また 0.3% 程度の少量においても Mo は有効であることがいえる。前述のように 13Mn-2Cr 鋼は 13 Mn 鋼に比べかなり長時間の恒温保持によつても衝撃値は低下せず、これに Mo を添加することによりさ

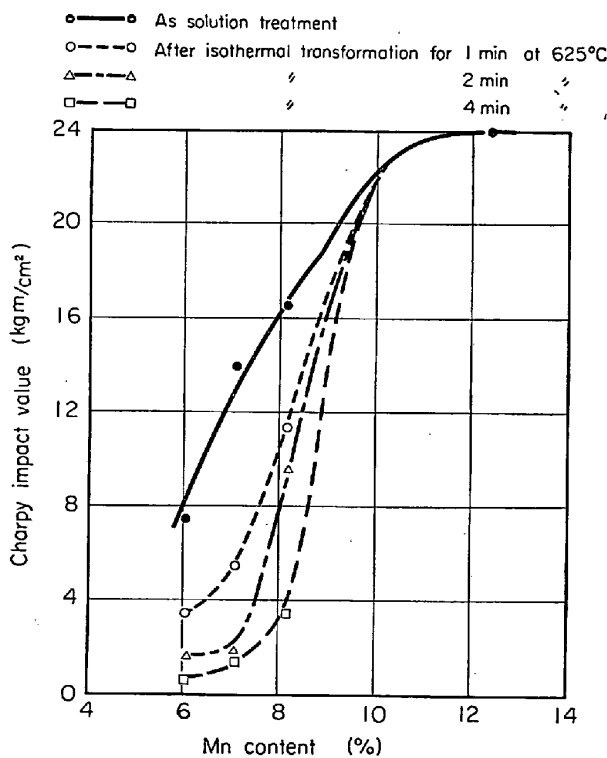


Fig. 16. Effect of Mn contents on the impact value in high-Mn-Cr cast steels.

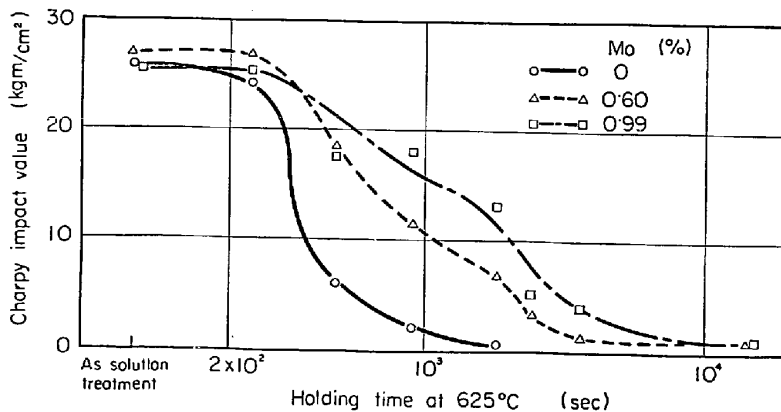


Fig. 17. Variation of impact value with the isothermal holding time in 13Mn-2Cr cast steels.

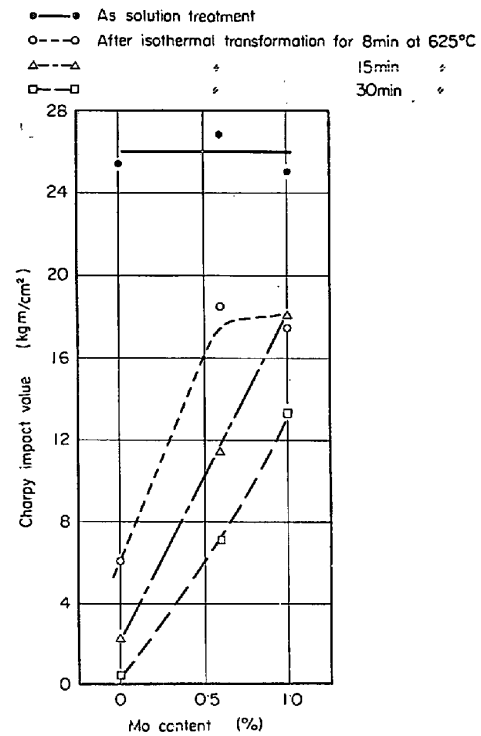


Fig. 18. Effect of Mo contents on the impact value in 13Mn-2Cr cast steels.

らにその低下が長時間側へ移行することから、13Mn-2Cr-Mo 鋼は厚肉材の内部のじん性確保に一段と適している。

しかしながら Mo の効果について衝撃値のみを対象に考えると、13Mn 系あるいは 13Mn-2Cr 系に比べ 12 Mn-2Mo 系は溶体化処理状態および短時間の恒温保持の場合の値がかなり低いことが挙げられる。これはパーライト化処理の実施およびオーステナイト化温度が低いことも関係があるろうが、Photo. 3 に示したようにかなり高温でも固溶しがたい 1 次炭化物が粒界に残存することが主因と考えられる。

3.2.5 Ti および V の影響

Ti 0.2%, V 0.1% を複合添加した 1.25 および 1.45% C を含む 12Mn-2Mo 鋼の衝撃値の変化は、Fig. 13 に示した。この図からこれら両元素の添加効果は溶体化処理状態では認められず、また恒温保持による衝撃値の低下は、わずかにその低下が長時間側へ移行するようであるが衝撃値が全般に低いためか明りようでない。

4. 結 論

オーステナイト系高 Mn 鋼として 13% Mn, 13%Mn-2%Cr, 7%Mn-2%Cr およ

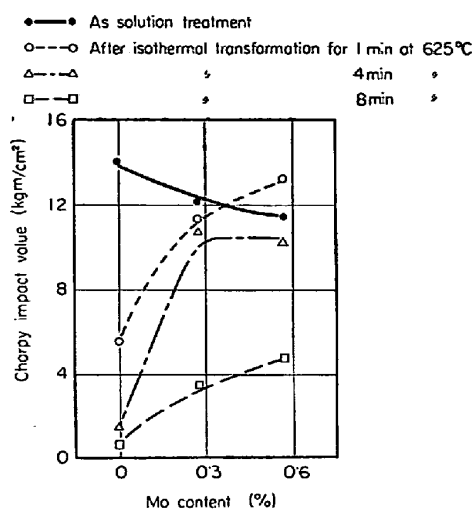


Fig. 19. Effect of Mo contents on the impact value in 7Mn-2Cr cast steels.

び 12%Mn-2%Mo 系を対象に, C, Mn, Cr, Mo, Ti および V を変化させ, 500~650°C 間で恒温変態を行なった場合の各種析出物の析出開始および衝撃値におよぼす影響を調べ, 次の結論を得た.

1) C はその量の増加とともに粒界炭化物, 針状炭化物およびパーライトの現出が短い保持時間で起こるようになり, 針状炭化物は本実験範囲では約 1.2% 以上の場合に認められた. この針状炭化物はパーライトと同様衝撃値を著しく低下させるが, 粒界炭化物の場合にはその低下が比較的小さい.

2) Mn は 10~15% の範囲ではその影響はほとんど認められない. しかし 10% 以下の場合にはその量の減少につれてパーライトが短時間で現出するようになり, それに伴って衝撃値の低下も短時間で起こるほか, 溶体化処理および恒温変態処理状態とも衝撃値が低い.

3) Cr は 2% の添加によつて粒界炭化物の析出は短時間となるが, パーライトの現出を著しく長時間側へ移行させ, したがって衝撃値の低下もそれにつれて長時間

となる. しかも粒界炭化物の析出状態においても衝撃値はほとんど低下しないので有用な元素である.

4) Mo は 1% までの添加において, その量の多いほどパーライトの現出を遅延させ, 0.3% の添加量においても明りような効果が認められた. したがってこの程度の量の添加は, Cr との複合添加によつてじん性を劣化させる析出物の現出をいつそう長時間側へ移行させることから, 厚肉材のじん性確保に有効である.

しかし Mo は単独に 2% 添加した場合には, 溶体化処理状態においてもかなり衝撃値が低く, これは未溶解炭化物の残存によるものと考えられる.

5) Ti 0.2% および V 0.1% を添加すると, わずかながら析出物の現出を遅延させるが, じん性はその値が低いいためか明りような影響が認められなかった.

文 献

- 1) G. COLLETTE, etc.: Rev. Metall., 54 (1957) 6, p. 432
- 2) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: Iron Steel (U.K.), 29 (1956), p. 135
- 3) A. E. W. SMITH: J. Iron Steel Inst., 29 (1957), p. 425
- 4) 橋浦, 渡部: 日本金属学会誌, 22 (1958), 11, p. 557
- 5) 今井, 斎藤: 鉄と鋼, 46 (1960), 6, p. 665
- 6) " " : " , 46 (1960), 11, p. 1451
- 7) " " : " , 47 (1961), 7, p. 929
- 8) 鈴木, 高田, 楠岡: 鉄と鋼, 45 (1959) 3, p. 351
- 9) " " : " , 45 (1959) 9, p. 1102
- 10) 鈴木, 後藤, 細見: 鉄と鋼, 54 (1968) 10, p. 220
- 11) F. J. MARATRAY and T. E. NORMAN: Rev. Metall., 58 (1961), 6, p. 489
- 12) T. E. NORMAN, D. V. DOANE and A. SOLOMON: Modern Castings, 37 (1960) 6, p. 73
- 13) H. S. AVERY: Metals Handbook, 8th (1961), ASM, p. 834
- 14) F. MARATRAY: Modern Castings, 45 (1964) 5, p. 203